فصل‌نامه علمی ـ پژوهشی
مواد پیشرفته در مهندسی

اثر بور و زیرکونیوم بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای ریختگی آلومیناید آهن Fe_3Al

محمد رجبی[۱*]، محمد شاهمیری[۱] و محسن قنبری[۲]
۱. دانشکده مهندسی مواد و متالورژی، دانشگاه علم و صنعت ایران
۲. دانشکده فنی، دانشگاه آزاد اسلامی واحد کرج

(دریافت مقاله: ۱۳۹۶/۰۳/۰۱ – دریافت نسخه نهایی: ۱۳۹۷/۰۶/۱۹)

چکیده- در این پژوهش، اثر بور و زیرکونیوم بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای بر پایه Fe_3Al مورد مطالعه قرار گرفته است. به‌منظورآلیاژسازی از کوره القایی تحت خلأ استفاده شد و ریخته‌گری در قالب فلزی صورت گرفت. بررسی‌های ریزساختاری، فازشناسی، خواص مکانیکی فشاری، کششی و همچنین شکست‌نگاری روی نمونه‌ها انجام گرفت. بر اساس مشاهدات ریزساختاری، ریزساختار آلیاژها به‌صورت دندریتی است و فازهای رسوبی به‌طور عمومی در مناطق بین دندریتی حضور دارند. افزودن بور و زیرکونیوم موجب تشکیل فازهای رسوبی بورایدی ولاوه در آلیاژ می‌شود. بررسی تأثیر عناصرآلیاژی افزوده شده به آلیاژ نشان می‌دهد، زیرکونیوم به‌علت تشکیل فازهای لاوه بیشترین تأثیر را بر بهبود خواص مکانیکی آلیاژها دارد. بررسی مکانیزم شکست در بین آلیاژها، حاکی از شکست ترد در آنها است..

واژه‌های کلیدی: آلومیناید آهن، ریخته‌گری، ریزساختار، خواص مکانیکی.

The Effect of Boron and Zirconium on the Microstructure and Mechanical Properties of Cast Fe_3Al-Based Alloys

M. Rajabi[1*], M. Shahmiri[1] and M. Ghanbari[2]

1. Department of Materials Engineering, Iran University of Science and Technology, Tehran, Iran.
2. Department of Engineering, Islamic Azad University, Karaj Branch, Karaj, Iran.

Abstract: *In this study, the effects of boron (B) and zirconium (Zr) on the microstructure and mechanical properties of Fe_3Al-based alloys were investigated. Cylindrical samples were produced using a vacuum induction melting furnace (VIM); consequently, the melt was cast into a metallic mold. The microstructure, phase identification, tensile and compressive mechanical properties and fractography of the samples were investigated. Upon microstructural observation, it was found that the alloys microstucture was denderitic and the precipitated phases were mostly present between interdendritic regions. Addition of B and Zr to the alloys resulted in the formation of boride precipitates and Laves phases. The results, therefore, showed that Zr had the most pronounced effect on the mechanical properties because of the formation of Laves phases. Fractographic studies of alloys also revealed that the brittle fracture was dominant between the samples.*

Keywords: *Iron aluminide, Casting, Microstructure, Mechanical properties.*

* : مسئول مکاتبات، پست الکترونیکی:m.rajabi8@gmail.com

۱- مقدمه

آلومینایدهای آهن بر پایه Fe_3Al مطابق دیاگرام فازی تعادلی آهن و آلومینیوم در محدوده بین ۲۰ تا ۳۵ درصد اتمی آلومینیوم، تشکیل می‌شوند. این دسته از ترکیبات بین فلزی، دارای شبکه کریستالی منظم، مقاومت به خوردگی داغ خوب، مقاومت به سولفیداسیون عالی و هزینه تمام شده پایین، درمقایسه با سایرآلیاژهای دما بالا برخوردار هستند [۴-۱]. این آلیاژها دارای چگالی در محدوده ۵/۴ تا ۶/۷ گرم بر سانتی‌متر مکعب بوده و از آلیاژهای مرسوم دمابالا از قبیل فولادهای زنگ‌نزن و سوپرآلیاژها حدود ۳۰ درصد سبک‌تر هستند و از نسبت استحکام به وزن خوبی نیز برخوردار هستند. گسترش این آلیاژها موجب ذخیره و کاهش استفاده از عناصر استراتژیکی همچون نیکل و کروم می‌شود [۷-۵]. استحکام پایین آنها در دماهای بالا و همچنین انعطاف‌پذیری پایین آنها در دمای محیط موجب ایجاد محدودیت برای کاربردهای این آلیاژ شده است. با این وجود خواص این گروه از ترکیبات بین فلزی با تغییر در ترکیب شیمیایی از طریق افزودن عناصر آلیاژی مناسب از جمله بور، زیرکونیوم، کروم، تیتانیوم، تنگستن و ... تا حدود زیادی بهبود یافته است [۱۰-۸]. مطالعات محققان در گذشته نشان داده است، یکی از علل مهم‌تر دی‌آلومینایدهای آهن مستعد بودن این آلیاژها به تردی هیدروژنی که ناشی از شرایط محیطی در اثر حضور رطوبت است. تردی ناشی از شرایط محیط را می‌توان از طریق افزودن کروم برطرف کرد [۱۰].

Fe_3Al به‌سبب داشتن شبکه کریستالی منظم $D0_3$ ، خواص مکانیکی دما بالای مناسبی با افزایش درجه حرارت تا دمای بحرانی پایداری $D0_3$ از خود نشان می‌دهد و در دماهای بالاتر از $T_c^{D03\text{-}B2}$ به‌سبب انجام استحاله منظم شدن $B_2 \rightarrow D0_3$ افت خواص مکانیکی را به‌دنبال دارد [۹]. روش‌های مختلفی برای استحکام‌دهی آلومینایدهای آهن از قبیل: استحکام بخشی از طریق محلول جامد یا استحکام بخشی از طریق ایجاد فازهای رسوبی لاوه،کاربیدی و بورایدی وجود دارد [۱۲-۱۰].

بور و زیرکونیوم به‌سبب انحلال‌پذیری پایین در زمینه شبکه کریستالی Fe_3Al در مناطق بین دندریتی و مرزدانه‌ها به‌صورت فازهای رسوبی جدایش می‌کنند. حضور بور، به‌سبب میل شدید آهن به تشکیل ترکیبات بورایدی، موجب تشکیل فازهای بورایدی Fe_2B در مرزدانه‌ها می‌شود [۱۰] و از طرفی زیرکونیوم نیز، با عناصر آهن و آلومینویم ترکیب شده و تشکیل فاز رسوبی لاوه $(Fe,Al)_2Zr$ را در آلیاژ به‌دنبال دارد [۱۶-۱۲]. حضور همزمان بور و زیرکونیوم شرایط را برای تشکیل فاز بین فلزی ZrB_2 را عموماً در مرزدانه‌ها مهیا می‌سازد و ریزترشدن ریزساختار را سبب می‌شود [۸، ۱۰ و ۱۲]. حضور فازهای رسوبی بورایدی و لاوه در مرزدانه‌ها، موجب افزایش استحکام مرزدانه‌ها می‌شوند و با توجه به اینکه ترکیبات بین فلزی منظم از جمله، آلومینایدهای آهن مستعد شکست مرزدانه‌ای هستند، شکست مرزدانه‌ای در این گروه از آلیاژها را به شکست درون دانه‌ای تبدیل می‌کنند و بهبود استحکام و چقرمگی شکست آلیاژها را به‌دنبال دارند [۱۷ و ۱۸]. روش‌های گوناگونی از جمله متالورژی پودر و ریخته‌گری برای تولید آلومینایدها وجود دارد، اما امروزه به‌سبب کاهش هزینه‌های تولید و بهبود از روش ریخته‌گری استفاده می‌شود.

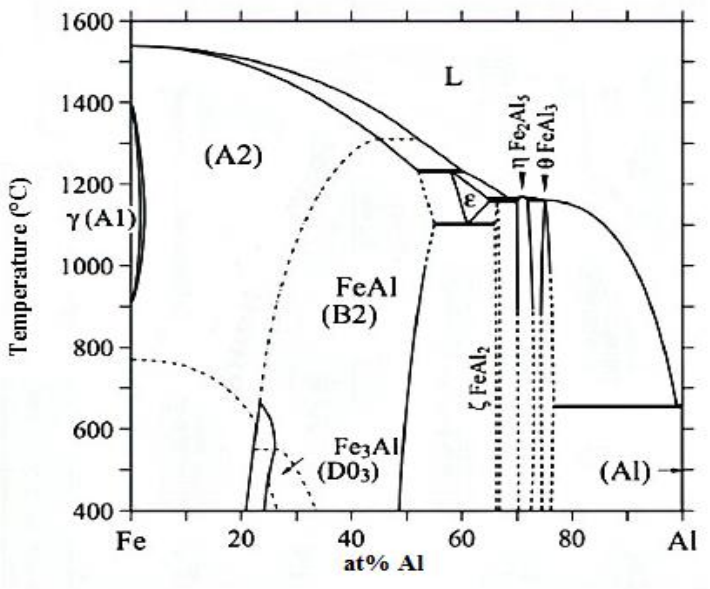
هدف از این پژوهش، بررسی اثر بور و زیرکونیوم بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای بر پایه Fe_3Al است. به‌صورت سیستماتیک مقایسه‌ای بین تأثیرجداگانه و حضور همزمان این عناصر بر ریزساختار، تحولات فازی، فازشناسی و خواص مکانیکی دمای محیط و دمای بالای این گروه از آلومینایدهای آهن، صورت پذیرفت. این آلیاژها با مقادیر مشخص بور و زیرکونیوم به‌روش القایی تحت خلأ ذوب و ریخته‌گری و تولید شدند. تأثیر فازهای رسوبی بورایدی و لاوه ناشی از حضور این عناصر بر بهبود خواص مکانیکی Fe_3Al مورد مطالعه قرار گرفت.

۲- روش تحقیق

ترکیب آلیاژهای مورد بررسی در جدول (۱) آورده شده است،

جدول ۱- ترکیب شیمیایی نمونه‌های ساخته شده برحسب درصد اتمی

نام آلیاژ	Al	Cr	B	Zr	Fe
Fe_3Al-0.5B	۲۷/۸	۲	۰/۵	۰	باقی‌مانده
Fe_3Al-0.5Zr	۲۸/۳	۱/۸	۰	۰/۵	باقی‌مانده
Fe_3Al-0.5B0.5Zr	۲۸/۶	۱/۹	۰/۵	۰/۵	باقی‌مانده



شکل ۱- دیاگرام فازی آهن- آلومینیوم [۳]

مطابق شکل (۱) بر اساس نمودار تعادلی فازی آهن و آلومینیوم محدوده تشکیل Fe_3Al نشان داده شده است. بر همین اساس آلیاژسازی ذوبی در محدوده تشکیل Fe_3Al انجام شده است. مواد اولیه برای آلیاژسازی، آهن خالص (۹۹/۹۵ درصد وزنی)، آلومینیوم (۹۹/۹۹ درصد وزنی)، زیرکونیوم (۹۹/۹۹ درصد وزنی)، کروم (۹۹/۹۹ درصد وزنی) و آمیژان آلومینیوم بور (۸ درصد وزنی بور) است. برای ساخت آلیاژها از روش ذوب القایی تحت خلأ استفاده شد. بدین منظور از کوره القایی تحت خلأ ساخت شرکت ALD کشور آلمان مجهز به دو پمپ روتاری و نفوذی جهت تأمین خلأ مورد نیاز، استفاده شد. مواد اولیه گفته شده در داخل بوته آلومینایی که از قبل تا دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد پیش‌گرم شده بود، قرار داده شدند، سپس عملیات ذوب و آلیاژسازی در دمای ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد تحت خلأ ۰/۰۲ میلی بار صورت پذیرفت. به‌سبب اعمال جریان القایی بر مذاب یک جریان همرفتی و چرخشی همراه با تلاطم در آن پدیدار شد که موجب ایجاد ذوبی همگن و یکنواخت از لحاظ ترکیب شیمیایی می‌شود. لازم به ذکر است به‌سبب سیالیت پایین مذاب ۵۰ درجه سانتی‌گراد فوق ذوب اعمال شد. به‌منظور ریخته‌گری از قالب فلزی چدنی استفاده شد، قالب نیز قبل از باریزی تا دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد پیش از باریزی پیش‌گرم شد. بعد از عملیات ریخته‌گری، قالب‌ها در هوا سرد شدند و نمونه‌های اولیه به‌صورت میله‌هایی با قطر ۴۰ میلی‌مترو ارتفاع ۲۰۰ میلی‌متر فراهم شد.

آلیاژها در شرایط ریختگی مورد بررسی ریزساختاری و

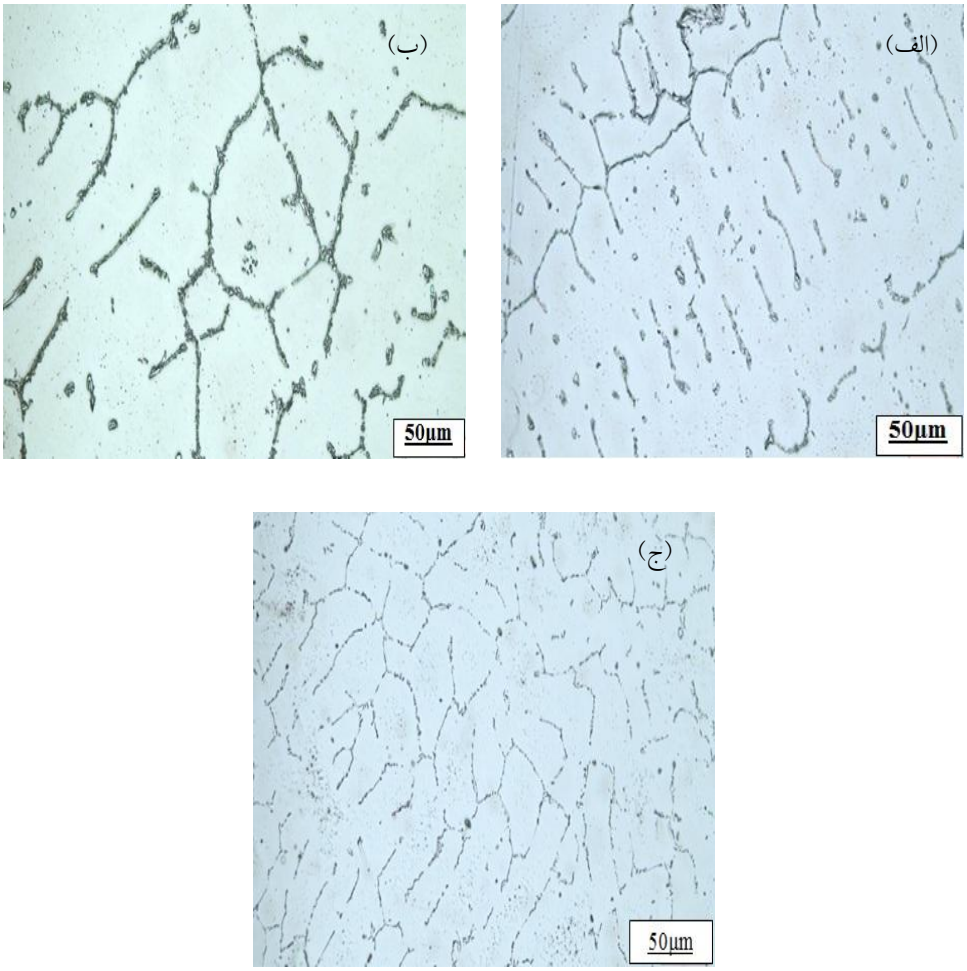
خواص مکانیکی قرار گرفتند. به‌منظور مطالعه ریزساختاری از میکروسکوپ نوری[1] (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی[2] (SEM) مجهز به آنالیزور طیف‌سنج تفکیک انرژی[3] (EDS) استفاده شد. به‌همین منظور نمونه‌ها تا درجه ۲۵۰۰ سنباده زده شدند و توسط خمیر الماسه پرداخت شدند و سپس به‌کمک محلول ($1\%HF,33\%CH_3COOH,33\%HNO_3,33\%H_2O$) اچ شدند.

برای فازشناسی آلیاژها از آزمون پراش پرتو ایکس[4] (XRD) با لامپ مس با طول موج ۱/۵۴ آنگستروم =λ با نرخ روبش یک ثانیه و محدوده روبش ۲ تا ۱۰۰ درجه استفاده شد. برای تعیین دمای بحرانی استحاله‌های منظم شدن از آزمون آنالیز حرارتی تفرقی[5] (DTA) با استفاده از دستگاه STA504 انجام گرفت. نمونه‌ها در بوته آلومینایی تحت گاز آرگون با نرخ ۱۰ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه حرارت داده شدند. به‌منظور بررسی خواص فشاری آلیاژها آزمون فشار در دمای محیط و در دماهای ۴۵۰، ۵۵۰ و ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد صورت گرفت. نمونه‌ها بر اساس استاندارد ASTM-E208 به‌کمک دستگاه وایرکات به شکل استوانه، با نسبت ارتفاع به قطر ۱/۵ و ارتفاع ۹ میلی‌متر آماده‌سازی شدند. آزمون فشار سه مرتبه برای هر نمونه به کمک دستگاه Instron و با نرخ کرنش ۰/۰۰۰۱ بر ثانیه انجام گرفت. برای بررسی خواص کششی ترکیب بین فلزی Fe_3Al و اثر عناصر آلیاژی بور و زیرکونیوم بر آن، آلیاژها براساس استاندارد ASTM E8 دارای سطح مقطع گرد به‌طول سنجه ۳۰ میلی‌متر و قطر۶ میلی‌متر نمونه‌سازی شدند و هر نمونه سه مرتبه تحت آزمون کشش با سرعت ۵ میلی‌متر بر دقیقه با استفاده از دستگاه Instron در دمای محیط قرار گرفتند.

۳- نتایج و بحث

۳-۱- بررسی ریزساختاری و فازشناسی

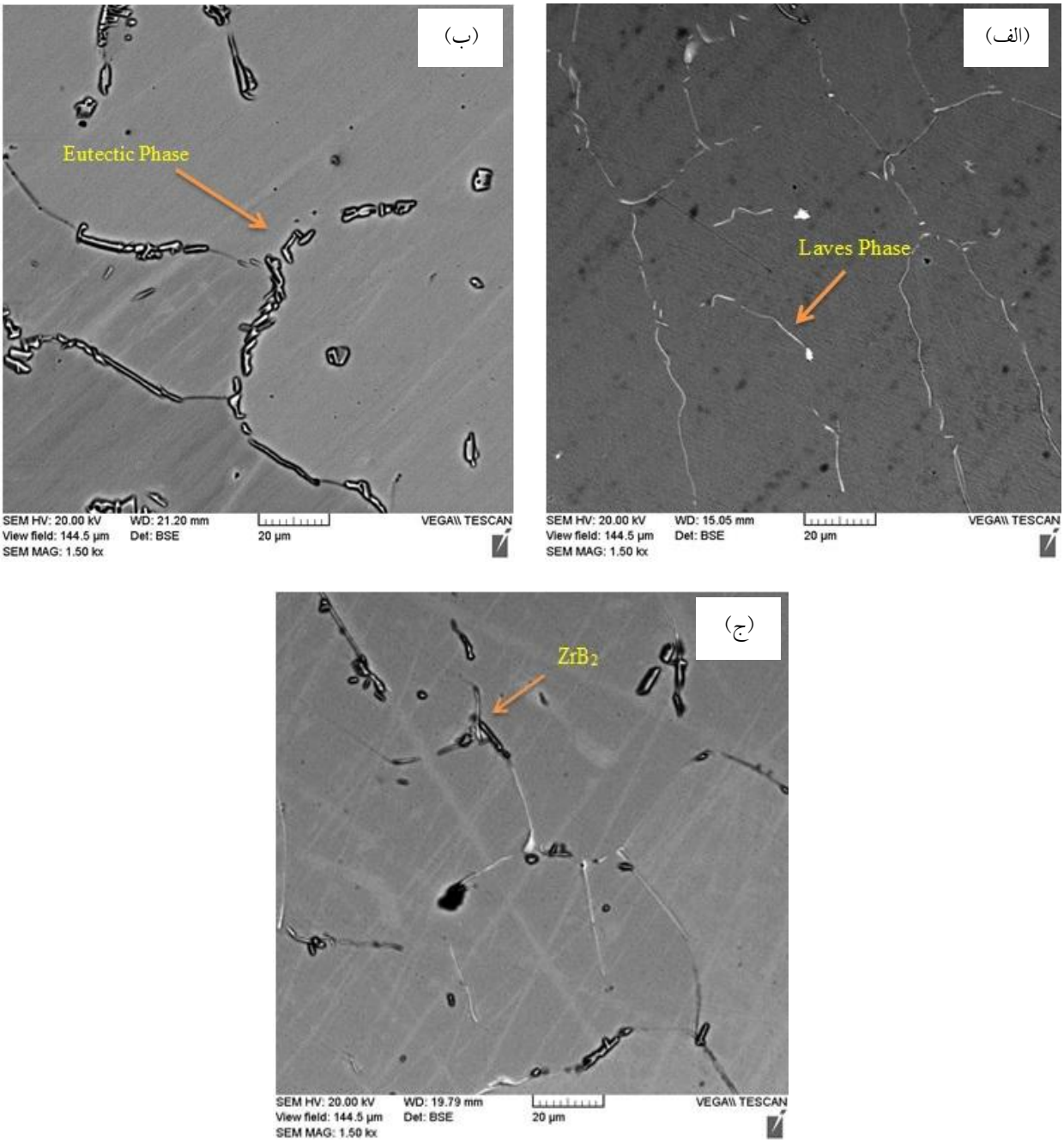
تصاویر میکروسکوپی نوری حاکی از وجود ریزساختار دندریتی همراه با فازهای رسوبی بین دندریتی است. شکل (۲)، ریزساختار آلیاژها را در حالت ریختگی نشان می‌دهد. در آلیاژ Fe_3Al-0.5B زمینه Fe_3Al به‌صورت دندریتی است و در مناطق بین دندریتی فاز یوتکتیکی Fe_3Al-Fe_2B با مورفولوژی لایه‌ای مشاهده می‌شود. بور از انحلال بسیار پایینی در شبکه کریستالی Fe_3Al برخوردار است، بنابراین در طول انجماد در جلوی جبهه انجماد پس زده می‌شود و در نواحی بین دندریتی به‌صورت فاز یوتکتیکی، همراه با Fe_3Al رسوب می‌کند. این امر موجب بالا رفتن استحکام مرزدانه‌ها، در آلیاژ می‌شود [۱۰]. مطابق شکل (۲- ب)، ریزساختار آلیاژ Fe_3Al-0.5Zr به‌صورت فاز زمینه دندریتی همراه با فازهای رسوبی بین دندریتی و درون دانه‌ای است. زیرکونیوم نیز همچون بور از انحلال پایینی در Fe_3Al برخوردار است و موجب تشکیل فاز رسوبی لاوه λ_1 $(Fe,Al)_2Zr$ با شبکه کریستالی هگزاگونال، می‌شود. این فاز لاوه فازی سخت و دارای پایداری حرارتی بالایی است، که نقش عمده‌ای بر بهبود استحکام دما بالای آلیاژ دارد [۱۶-۱۲]. مطابق تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی در شکل (۳)، فازهای رسوبی لاوه در مناطق بین دندریتی به‌صورت پیوسته و با مورفولوژی لایه‌ای رسوب کردند و از طرفی در زمینه نیز حضور دارند. در آلیاژ Fe_3Al-0.5B0.5Zr و مطابق با تصویر متالوگرافی، تأثیر حضور همزمان بور و زیرکونیوم بر ریزساختار قابل مشاهده است. زیرکونیوم با بور موجود درآلیاژ، واکنش می‌دهد و تشکیل فاز بوراید زیرکونیوم می‌دهد و فاز رسوبی ZrB_2 در نواحی بین دندریتی عمدتاً قابل شناسایی هستند [۸، ۱۰ و ۱۲]. از طرفی انتظار می‌رود، فازهای لاوه λ_1 با توجه به حضور زیرکونیوم در آلیاژ تشکیل می‌شوند و به‌صورت فازهای رسوبی بین دندریتی حضور داشته باشند. با توجه به افزایش مقادیر عناصرآلیاژی بور و زیرکونیوم در آلیاژ که Fe_3Al-0.5B0.5Zr منجر به بالا رفتن مادون انجماد ترکیبی درحین انجماد می‌شود و درنتیجه موجب ریزتر شدن بازوهای دندریتی و کاهش فاصله بین بازوهای بین دندریتی نسبت به سایرآلیاژها شده است که در شکل (۲- پ) مشهود است. [۸ و ۱۴]. زیرکونیوم نقش عمده‌ای بر افزایش استحکام دما بالای آلیاژ دارد و به‌صورت فازهای رسوبی لاوه در زمینه Fe_3Al



شکل ۲- تصاویر متالوگرافی آلیاژهای: الف) Fe_3Al-0.5B، ب) Fe_3Al-0.5Zr و ج) Fe_3Al-0.5Zr0.5B

حضـور دارنـد. الگـوی نقشـه عنصـری عناصـر سـازنده آلیـاژ Fe_3Al-0.5Zr توسط آزمون طیـف‌سـنجی پـراش انـرژی پرتـو ایکس انجـام گرفـت. همـان‌گونـه کـه مطـابق شـکل (۴) قابـل مشاهده است زیرکونیوم در فازهای رسوبی بین دندریتی تجمـع یافته است و از طرفی کروم کاملاً در زمینه پخش شده اسـت و حاکی از انحلال کامل کروم در زمینـه اسـت. کـروم مهـم‌تـرین عنصر در جهت بهبود انعطاف‌پذیری آلیـاژ اسـت، دو عامـل بـر تأثیر این عنصر بر بهبود انعطاف پذیری آلیاژهای بر پایه Fe_3Al نقش دارند: ۱) انحلال کروم در Fe_3Al موجب تغییر در آرایـش اتمـی و افـزایش فاصـله مرزهـای ضـد فـازی[۶] همسـایه در ابرنابه‌جایی‌ها[۷] می‌شود و درنتیجه موجب کاهش انرژی مرزهای ضد فازی می‌شوند و تسهیل در حرکت ابرنابه‌جایی‌ها را به‌دنبال دارد. ۲) کروم موجب تغییر در شرایط سطحی آلیاژ مـی‌شـود و یک لایه اکسید کروم Cr_2O_3 روی سطح آلیاژ تشکیل می‌شود و مانع از نفوذ هیدروژن به‌صورت اتمی می‌شود و کـاهش تـردی محیطی را در پی دارد [۱۵].

شکل (۵) الگوی پراش پرتو ایکس آلیاژها را نشان می‌دهـد. الگوی پراش پرتو ایکس به کمک آزمـون پـراش پرتـو ایکـس، وجود فاز زمینه Fe_3Al و فازهای رسوبی بورایـدی و لاوه را در آلیاژ اثبات می‌کند. به‌سبب جزئی بودن مقادیر بور و زیرکونیـوم در آلیاژها، فازهای رسوبی لاوه و بورایدی از کسرحجمی پایینی برخوردارنـد و پیـک‌هـای آنهـا ضـعیف هسـتند و همچنـین

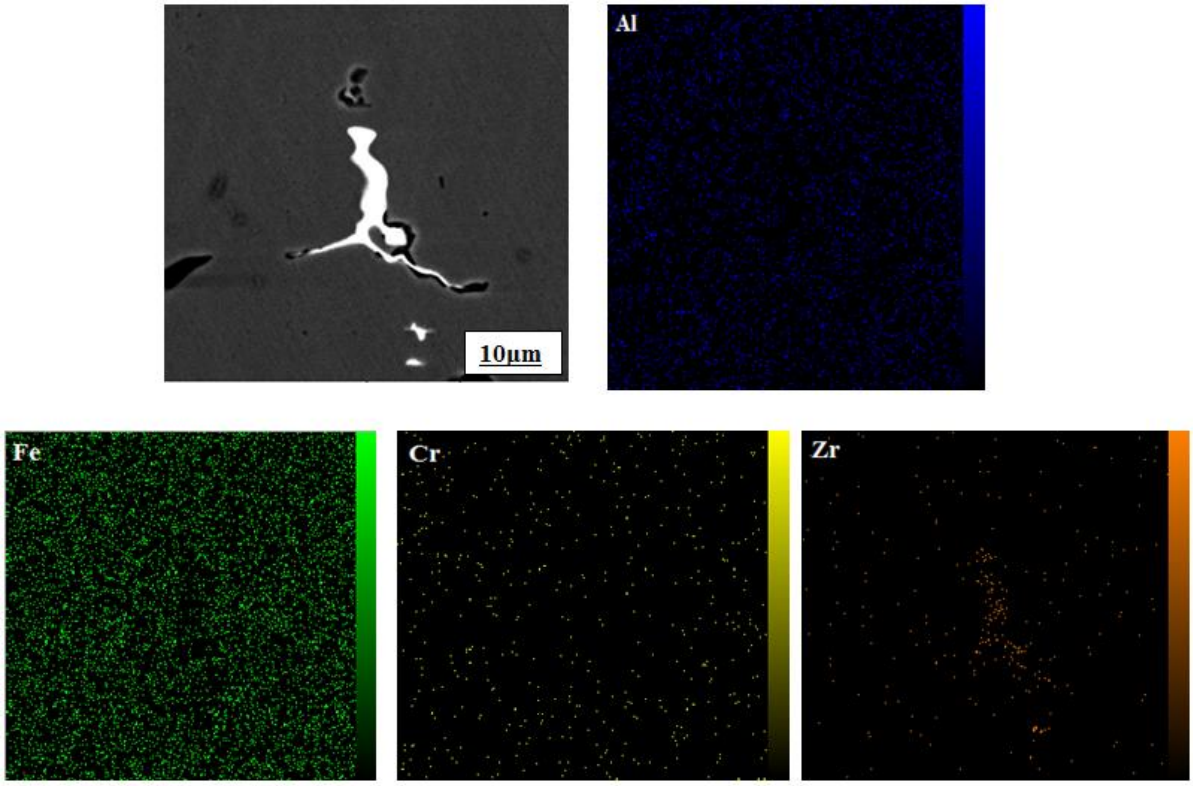


شکل ۳- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی آلیاژهای: الف) Fe_3Al-0.5B، ب) Fe_3Al-0.5Zr و پ) Fe_3Al-0.5Zr0.5B

همپوشانی با پیک‌های فاز زمینه دارند و شناسایی این فازها را از طریق آزمون پراش پرتو ایکس مشکل روبه‌رو کرده است.

۳-۲- نتایج آنالیز حرارتی تفرقی (DTA)

نتایج آزمون آنالیز حرارتی تفرقی در جدول (۲) و منحنی‌های مربوط به آن در شکل (۶) آورده شده است و دماهای بحرانی استحاله‌های منظم شدن $D0_3$-B_2 و B_2-A_2 با افزایش درجه حرارت تعیین شده است. با توجه به دماهای بحرانی استحاله‌ها در آلیاژها استنتاج می‌شود بور و زیرکونیوم تأثیری روی تغییر دماهای بحرانی ندشتند. دماهای بحرانی استحاله منظم شدن تحت تأثیر ترکیب

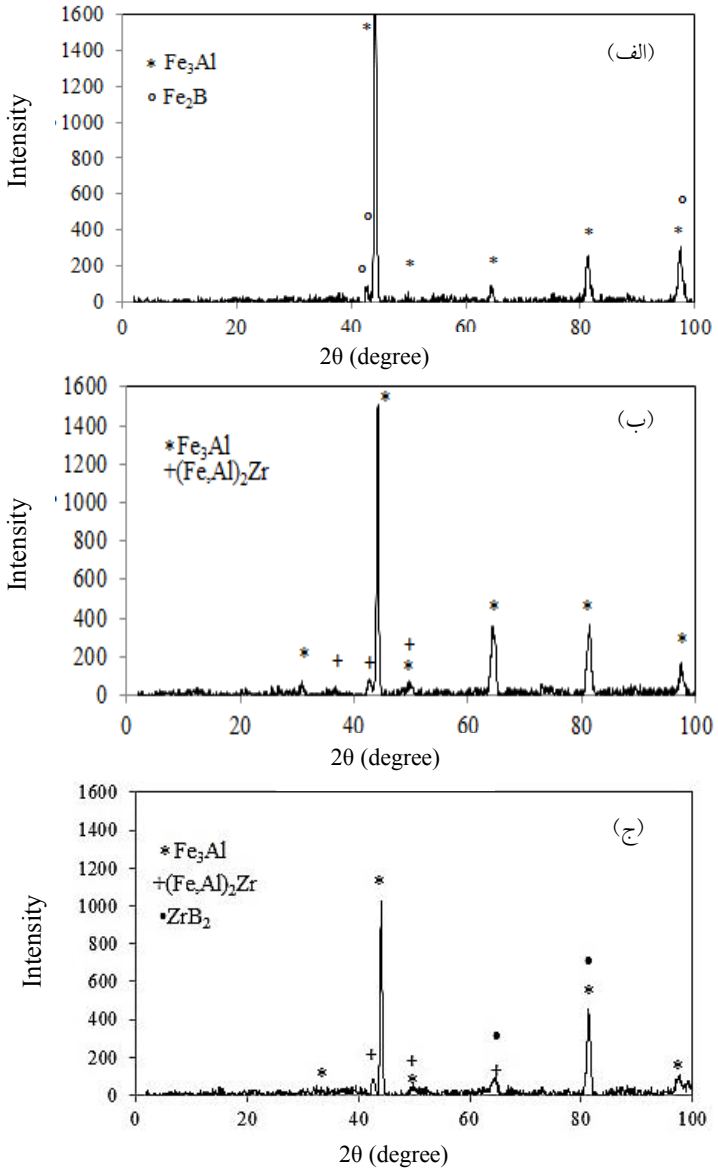


شکل ۴- الگوی نقشه عنصری عناصر آلیاژ Fe_3Al-0.5Zr به کمک EDS

شیمیایی زمینه هستند و مرتبط با فازهای رسوبی تشکیل شده نیستند در واقع انحلال عناصر آلیاژی در زمینه موجب تغییر دماهای بحرانی می‌شود [۱۹]. تأثیر عناصرآلیاژی بر دماهای بحرانی استحاله‌های منظم شدن، وابسته به شعاع اتمی عناصر حل‌شونده است. در واقع هرچه اختلاف شعاع اتمی عنصر حل‌شونده و آلومینیوم بیشتر باشد، درنتیجه انرژی الاستیک ایجاد شده در شبکه کریستالی زمینه کمتر می‌شود و شبکه $D0_3$ از پایداری بیشتری برخوردار است [۲۳]. بور و زیرکونیوم به‌سبب انحلال پایینی که در زمینه Fe_3Al دارند و اینکه اختلاف اتمی آنها با آلومینیوم زیاد است درنتیجه تأثیری بر تغییر دماهای بحرانی ندارند. همچنین گزارش شده است کروم نیز با توجه به اینکه انحلال زیادی در Fe_3Al دارد اما به‌سبب اختلاف زیاد شعاع اتمی آن با آلومینیوم هیچ تأثیری بر تغییر دماهای بحرانی استحاله منظم شدن ندارد [۱۰، ۱۹ و ۲۳]. تمامی دلایلی که روی تغییر دمای بحرانی $D0_3$-B_2 ذکر شده است، درمورد تغییر در دمای دیگر بحرانی آلیاژ B_2-A_2 نیز دلالت دارد. عناصری که از انحلال بالایی در Fe_3Al برخوردار هستند، همچون تیتانیوم، مولیبدن، تنگستن و نایوبیوم، که اختلاف شعاع اتمی آنها با آلومینیوم کم است، دماهای بحرانی استحاله منظم شدن را به‌سمت دماهای بالاتر جابه‌جا می‌کند [۱۹ و ۲۳].

۳-۳- آزمون فشار

شکل (۷) تأثیر افزایش درجه حرارت روی کارنرمی آلیاژها را نشان می‌دهد. همان‌طور که قابل مشاهده است آلیاژها با افزایش درجه حرارت حداکثراستحکام آنها افت می‌کند و سطح زیر منحنی تنش- کرنش کاهش می‌یابد که این افت در دمای بالاتر از دمای بحرانی استحاله منظم شدن شدت بیشتری دارد. شکل (۸) تغییرات استحکام تسلیم را با افزایش درجه حرارت نشان می‌دهد. با افزایش درجه حرارت استحکام تسلیم آلیاژها افت می‌کند میزان افت استحکام تسلیم در آلیاژ Fe_3Al-0.5B شدت

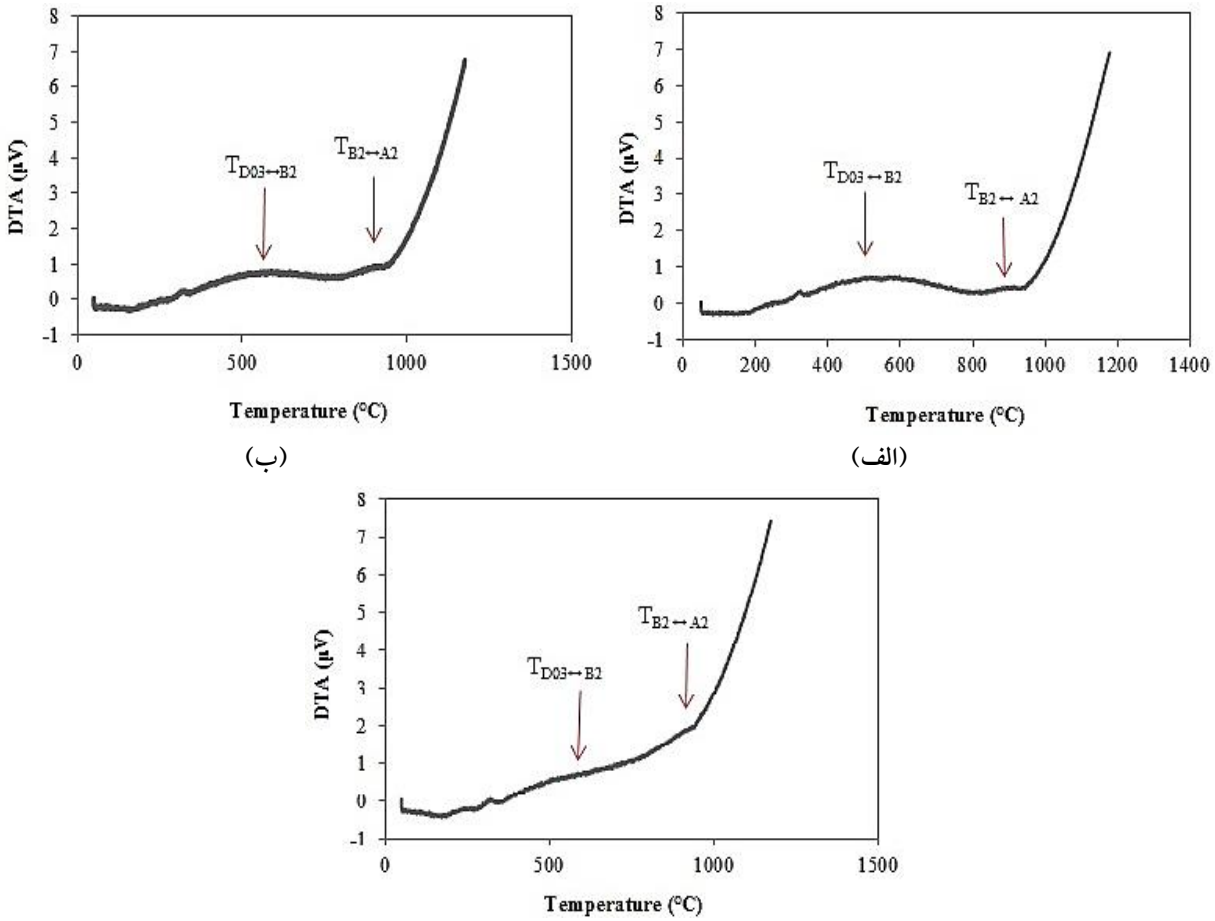


شکل ۵- الگوی پراش پرتو ایکس برای آلیاژهای: الف) Fe3Al-0.5B، ب) Fe3Al-0.5Zr و ج) Fe3Al-0.5Zr0.5B

جدول ۲- نتایج آزمون آنالیز حرارتی تفرقی و تعیین دماهای بحرانی در آلیاژها

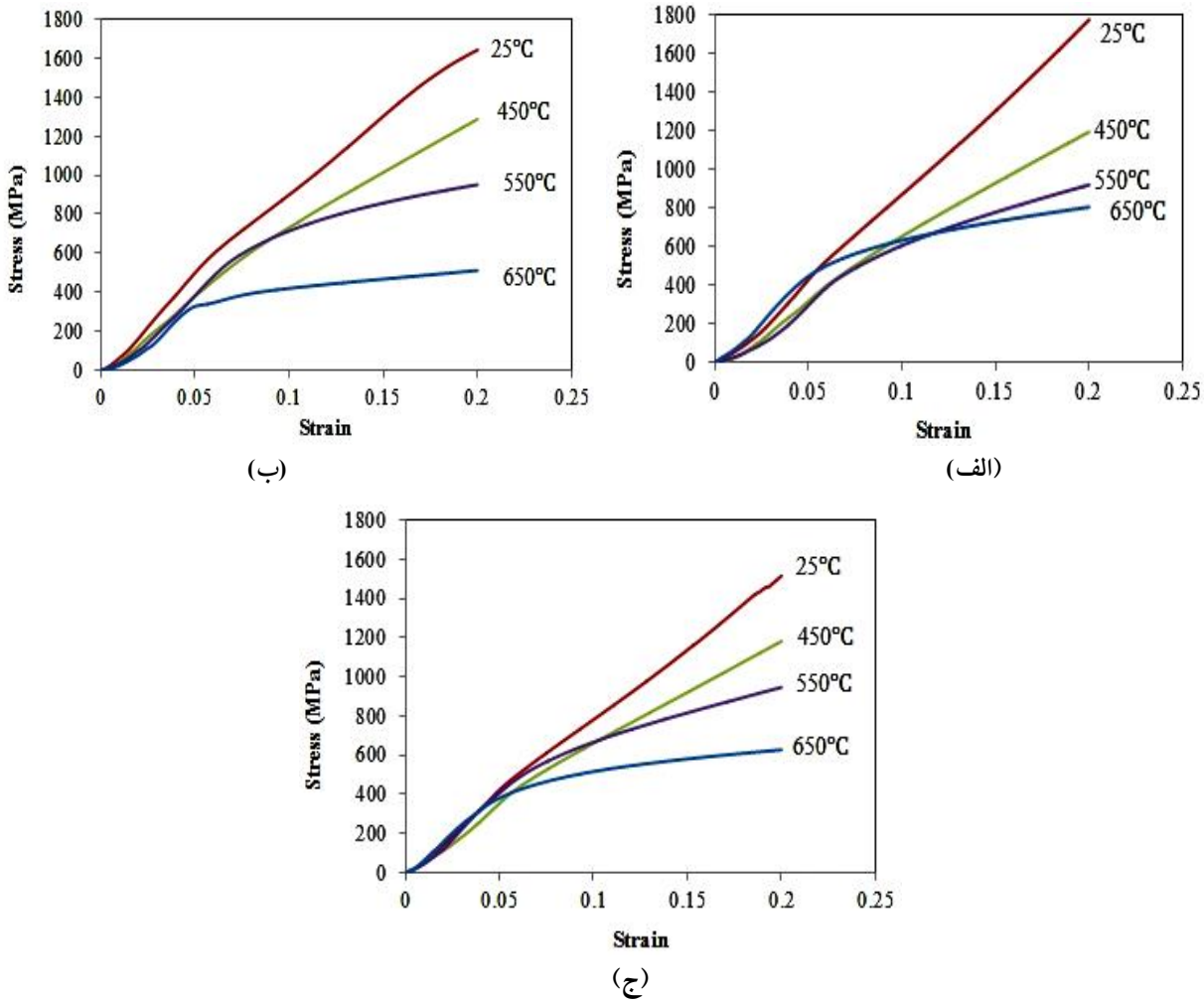
نام آلیاژ	دمای بحرانی B_2-$D0_3$ (درجه سانتی‌گراد)	دمای بحرانی A_2-B_2 (درجه سانتی‌گراد)
Fe_3Al-0.5B	۵۵۷	۸۹۷
Fe_3Al-0.5Zr	۵۵۹	۸۹۶
Fe_3Al-0.5B0.5Zr	۵۶۱	۹۰۰

بیشتری نسبت به سایر آلیاژها دارد. رسوب فازهای بورایدی در بین دانه‌ها موجب بالا رفتن استحکام مرزدانه‌ها می‌شود و استحکام آلیاژ را بالا می‌برد [۱۷]. تا دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد بیشترین میزان استحکام تسلیم مربوط به آلیاژ



شکل۶- نمودارهای آزمون آنالیزحرارتی تفرقی: الف) Fe_3Al-0.5B، ب) Fe_3Al-0.5Zr و ج) Fe_3Al-0.5Zr0.5B.

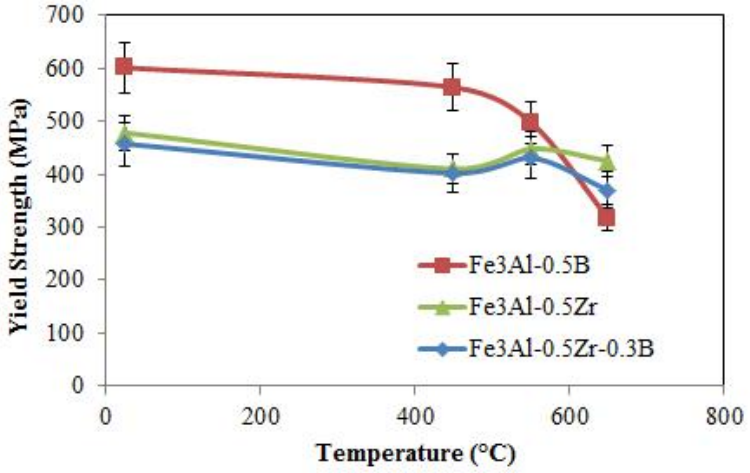
Fe_3Al-0.5B است، درحالی که در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد با افت شدید استحکام تسلیم روبه‌رو است و کمترین میزان استحکام تسلیم را در میان سایر آلیاژها برخوردار است. دلیل این امر می‌تواند درشت شدن فازهای بورایدی و فعال شدن بیشتر سیستم‌های لغزشی در آلیاژ باشد. آلیاژ Fe_3Al-0.5Zr کمترین میزان افت استحکام تسلیم را از دمای محیط تا دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد دارد. آلیاژ Fe_3Al-0.5Zr0.5B که حاوی بور و زیرکونیوم است از استحکام تسلیم بالاتری در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد نسبت به آلیاژ حاوی بور برخوردار است. با توجه به نتایج آزمون فشار گرم نقش زیرکونیوم بر بهبود خواص مکانیکی دما بالای آلیاژ بر پایه Fe_3Al کاملاً مشهود است. در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد که محدوده تحت کارکرد خزشی آلیاژ است، در آلیاژ حاوی نیم درصد زیرکونیوم اختلاف استحکام تسلیم در این دما با دمای محیط ۵۳ مگاپاسکال است. حضور فازهای رسوبی لاوه $(Fe,Al)_2Zr$ با ابعاد میکرومتری که در مرزدانه‌ها و بعضی در داخل دانه‌ها وجود دارند تأثیر چندانی برافزایش استحکام دما بالای آلیاژ ندارند، بلکه در حین تغییر فرم در دمای بالا فازهای لاوه نیمه‌پایدار بسیار ریز نانومتری Fe_2Zr و $(Fe_{1-x}Al_x)_3Zr$ در زمینه تشکیل شده و با نابه‌جایی‌ها تداخل دارند و مانع حرکت نابه‌جایی‌ها به آسانی در آلیاژ می‌شوند [۱۲]. در آلیاژ Fe_3Al-0.5Zr0.5B حضور بور و زیرکونیوم موجب تشکیل فاز رسوبی ZrB_2 در بین نواحی مرزدانه‌ای می‌شود و موجب کاهش کسر حجمی فازهای لاوه درآلیاژ می‌شود. کاهش کسرحجمی فازهای لاوه، به‌سبب اینکه



شکل ۷ – نمودارهای تنش- کرنش آلیاژها با افزایش درجه حرارت: الف) Fe_3Al-0.5B، ب) Fe_3Al-0.5Zr و ج) Fe_3Al-0.5Zr0.5B (رنگی در نسخه الکترونیکی)

مقادیری از زیرکونیوم صرف پیوند با بور و تشکیل فاز بورایدی می‌شود، رخ می‌دهد و همین امر موجب افت استحکام تسلیم آلیاژ در دمای بالا می‌شود، چون مهم‌ترین عامل حفظ استحکام تسلیم آلیاژ در دماهای بالا تشکیل فازهای نیمه‌پایدار نانومتری لاوه حین تغییر فرم است. هر چه میزان کسر حجمی فازهای لاوه در آلیاژ بیشتر باشد موجب بهبود بیشتر خواص مکانیکی آلومینایدهای آهن، در دمای بالا می‌شود [۱۴-۱۲]. به‌طورکلی تأثیر ذرات رسوبی بر افزایش استحکام دمابالای آلومینایدهای آهن وابسته به اندازه آنها است به‌گونه‌ای که ذرات با ابعاد بزرگ در مرزدانه و داخل دانه تأثیر چندانی بر افزایش استحکام دما بالای آلیاژ ندارد اما ذرات با ابعاد نانومتری به‌سبب اینکه می‌تواند به‌عنوان موانعی در برابر حرکت نابجایی‌ها عمل کنند، موجب بهبود خواص مکانیکی دما بالای آلیاژ می‌شود.

با توجه به روند افت استحکام تسلیم با افزایش درجه حرارت در آلیاژهای Fe_3Al-0.5Zr و Fe_3Al-0.5Zr0.5B پدیده تنش تسلیم نامتعارف مشاهده می‌شود، به‌گونه‌ای که با افزایش درجه حرارت از ۴۵۰ به ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد استحکام تسلیم افزایش می‌یابد. در آلیاژهای برپایه Fe_3Al وقوع این پدیده، مرسوم است [۱۹و۲۴]. در آلیاژ Fe_3Al-0.5B این پدیده مشاهده نشد. دلیل اصلی این پدیده کاملا واضح و مشخص نیست اما



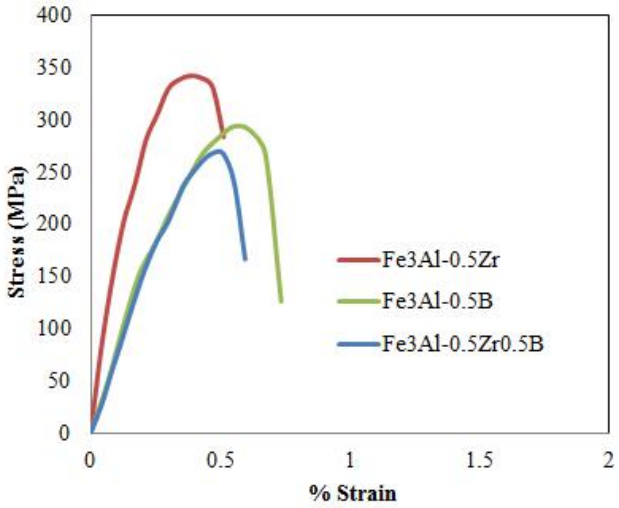
شکل ۸- تغییرات تنش تسلیم با افزایش درجه حرارت در آلیاژها

تحقیقات مختلفی در مورد این پدیده صورت گرفته است. تئوری‌های مختلفی در این زمینه عنوان شده است از قبیل، بالارفتن درجه نظم در ترکیبات بین فلزی با شبکه کریستالی منظم با افزایش درجه حرارت، تبدیل ساختار نابه‌جایی‌ها، که ابر نابه‌جایی‌های <۱۱۱> به نابه‌جایی‌های کامل <۱۰۰> تبدیل می‌شوند، قفل صعود ابرنابه‌جایی‌های <۱۱۱> [۲۷-۲۵] و موریس و مونز موریس علت اصلی این پدیده را در Fe_3Al استحکام بخشی از طریق تشکیل جاهای خالی حرارتی می‌دانند. این جاهای خالی غیرمتحرک هستند و با نابه‌جایی‌ها تداخل دارند و مانع از حرکت نابجایی‌ها می‌شوند. از طرفی بین دماهای ۵۰۰ تا ۷۰۰ درجه سانتی‌گراد غلظت این جاهای خالی افزایش می‌یابد و موجب ایجاد پدیده تنش تسلیم غیرنرمال می‌شود و با افزایش بیشتر درجه حرارت جاهای خالی متحرک می‌شوند و اثرشان از بین می‌رود و افت استحکام تسلیم را به‌دنبال دارد [۲۴].

۳-۴ بررسی اثر بور و زیرکونیوم بر خواص کششی آلیاژها

به‌منظور بررسی خواص کششی ترکیب بین فلزی Fe_3Al و اثر عناصر آلیاژی بور و زیرکونیوم بر آن، آلیاژها براساس استاندارد ASTM E8 نمونه‌سازی شدند و تحت آزمون کشش با سرعت ۵ میلی‌متر بر دقیقه در دمای محیط قرار گرفتند. نتایج آزمون کشش آلیاژها در شکل (۹) و جدول (۳) آورده شده است.

همان‌طور که از نتایج به‌دست آمده مشاهده می‌شود، آلومینایدهای آهن به‌سبب داشتن شبکه کریستالی پیچیده و منظم و پیوندهای یونی و کوالانسی در کنار پیوندهای فلزی، از انعطاف‌پذیری پایینی (زیر یک درصد) برخوردار هستند. در شبکه‌های کریستالی منظم، نابجایی‌ها به‌صورت زوجی حرکت می‌کنند و همین امر موجب می‌شود که انرژی بیشتری صرف حرکت نابه‌جایی‌ها شود. همچنین تعداد سیستم لغزشی فعال در آنها کم است و شرایط برای لغزش نابه‌جایی‌ها فراهم نمی‌شود، به‌همین منظور ترکیبات بین فلزی عموماً ترد هستند [۲۶]. بیشترین میزان استحکام تسلیم کششی در نمونه‌ها مربوط به آلیاژ Fe_3Al-0.5Zr است که در حدود ۳۲۵ مگاپاسکال است. بیشترین میزان ازدیاد طول مربوط به آلیاژ Fe_3Al-0.5B است که البته میزان چشمگیری نیست. به‌طورکلی این دسته از آلیاژها به‌سبب ماهیت بین فلزی بودن آنها، از خواص مکانیکی کششی به‌مراتب پایین‌تری نسبت به خواص مکانیکی فشاری برخوردار هستند. درحالی که در آزمون فشار دمای محیط آلیاژها، نمونه‌ها تحت تنش‌های بالا تا ۲۰ درصد سیلان پلاستیک از خود نشان دادند و هیچ‌گونه آثار رشد ترک و خردشدن در نمونه‌ها پس از آزمون فشار، مشاهده نشد.



شکل ۹- نمودار آزمون کشش آلیاژها (رنگی در نسخه الکترونیکی)

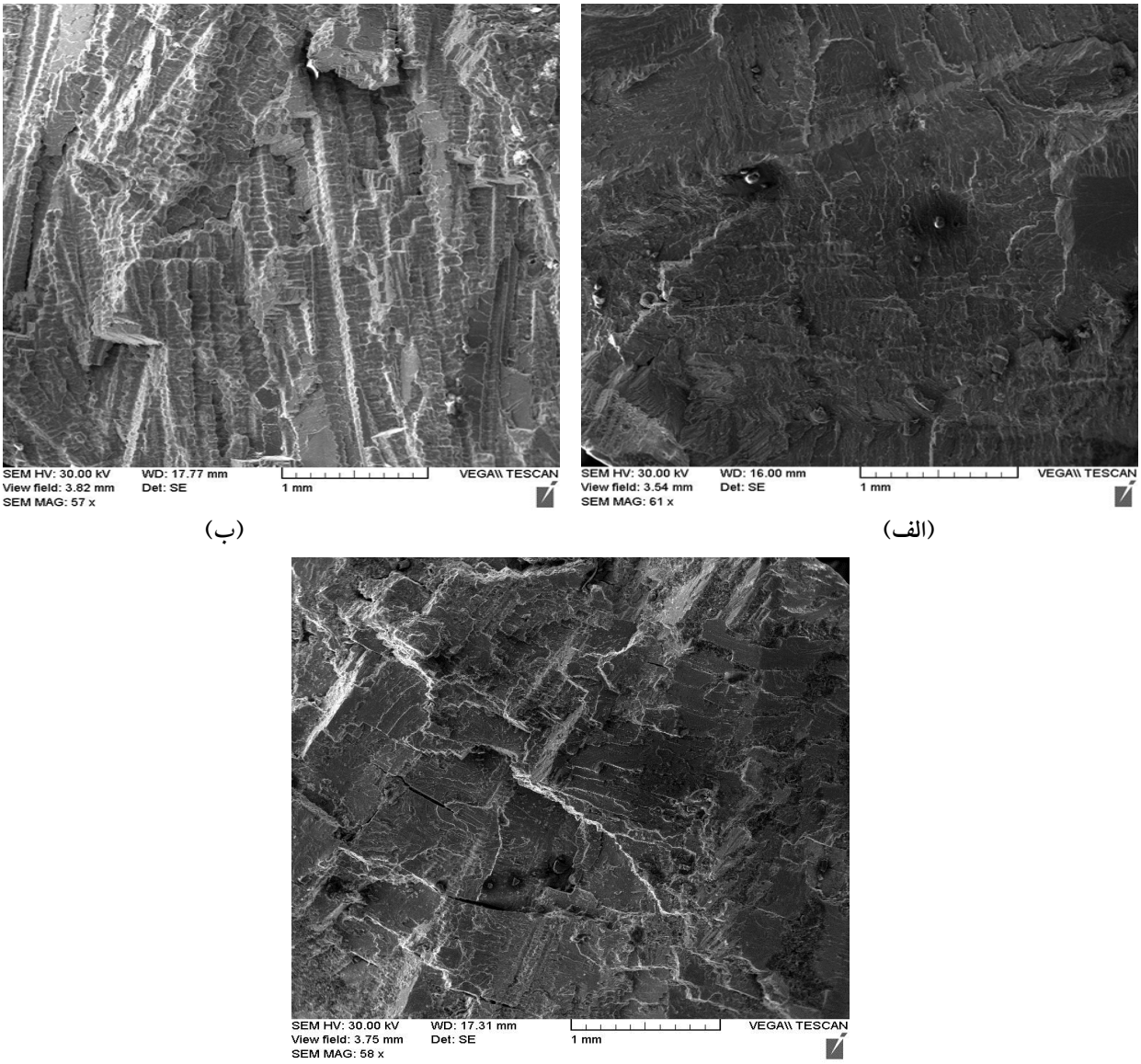
جدول ۳- نتایج آزمون کشش

نام آلیاژ	استحکام کششی نهایی (مگاپاسکال)	استحکام تسلیم (مگاپاسکال)	درصد ازدیاد طول
Fe_3Al-0.5B	۲۹۶	۲۸۶	۰/۸
Fe_3Al-0.5Zr	۳۴۵	۳۲۵	۰/۶
Fe_3Al-0.5B0.5Zr	۲۶۹	۲۵۹	۰/۷

۳-۵- شکست‌نگاری نمونه‌ها

شکست‌نگاری نمونه‌ها پس از آزمون کشش به‌کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی انجام شد. تصاویر سطح شکست آلیاژها مطابق شکل (۱۰)، حاکی از شکست ترد کلیواژ و شبه کلیواژ در آلیاژها است. تأثیر عناصر آلیاژی بور و زیرکونیوم بر مکانیزم شکست آلیاژها مورد بررسی قرار گرفته است.

بر اساس مطالعه شکست‌نگاری نمونه‌ها، نمونه Fe_3Al-0.5B دارای شکست ترد کلیواژ درون دانه‌ای همراه با الگوی رودخانه‌ای بر سطح شکست است. مطابق شکل (۱۰- الف) سطح شکست حاوی صفحات کوچک[۸] متعدد است. در هر صفحه جهت خطوط رودخانه‌ای نسبت به صفحه مجاور تغییر کرده است که ناشی از تغییر در برای رشد ترک و تعویض صفحه کریستالی جهت ادامه حرکت ترک است [۲۸]. در شکل (۱۰- ب) آلیاژ Fe_3Al-0.5Zr برخلاف آلیاژ Fe_3Al-0.5B دارای شکست بین دانه‌ای است. سطح شکست این آلیاژ کاملاً برجسته و دارای طرح‌واره نبات شکل است که از ویژگی‌های سطح شکست ترد بین دانه‌ای است. کمترین میزان ازدیاد طول نیز نسبت به سایر آلیاژها مربوط به آلیاژ Fe_3Al-0.5Zr بود که مرتبط با شکست بین دانه‌ای این آلیاژ است. آلیاژ Fe_3Al-0.5Zr0.5B مطابق شکل (۱۰- ج) از مکانیزم شکست شبه کلیواژ برخوردار است. عبارت شبه کلیواژ بدین علت استفاده می‌شود که صفحه‌های کوچک روی سطح شکست، صفحات کلیواژ حقیقی نیستند. از طرف دیگر پیرامون این صفحات کوچک شکست نیز، معمولاً فرورفتگی و شیارهایی مشهود است که در تصاویر سطح شکست قابل مشاهده است. این نوع شکست در مقایسه با شکست ترد کلیواژ از تغییر فرم مومسان بیشتری برخوردار است. مکانیزم شکست در آلیاژ Fe_3Al-0.5Zr0.5B مخلوطی از شکست ترد درون دانه‌ای و بین دانه‌ای است.



شکل۱۰- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست آلیاژهای: الف) Fe_3Al-0.5B، ب) Fe_3Al-0.5Zr و ج) Fe_3Al-0.5Zr0.5B

دلیل این تغییر در مکانیزم شکست در آلیاژهـای حـاوی زیرکونیـوم در مقایسه با بور، که تمایل به شکست مرزدانه‌ای در آنهـا مشـاهده شده است را می‌تـوان تشـکیل فازهـای رسـوبی لاوه نـانومتری در زمینه دانست که سبب بالا رفتن استحکام زمینه نسـبت بـه مرزدانـه شده است. در واقع حضـور فازهـای رسـوبی درشـت لاوه حـاوی زیرکونیوم در مرزدانه، در شـرایط اعمـال تـنش کششـی در دمـای محیط منجر به رشـد تـرک در مرزدانـه مـی‌شـود، درصـورتی کـه فازهای رسوبی بورایـدی در مرزدانـه منجـر بـه افـزایش اسـتحکام مرزدانه نسبت به زمینه شده است.

۴- نتیجه‌گیری

در این تحقیق اثرات افزودن عناصر آلیاژی بور و زیرکونیوم بـر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهـای Fe3Al مـورد بررسـی قرار گرفت، نتایج حاصل از این پژوهش را می توان به‌صـورت

زیر اعلام کرد:

۱- ریزساختار آلیاژها به‌صورت دندریتی است. عناصر آلیاژی بور و زیرکونیوم منجر به تشکیل فازهای رسوبی بورایدی و لاوه می‌شوند که اغلب در مناطق بین دندریتی حضور دارند.

۲- با توجه به نتایج آزمون آنالیز حرارتی تفرقی، عناصر آلیاژی بور و زیرکونیوم، تأثیر چندانی بر تغییر دماهای بحرانی استحاله‌های منظم شدن در Fe_3Al ندارند.

۳- زیرکونیوم به‌سبب تشکیل فازهای لاوه تأثیر زیادی بر افزایش استحکام دما بالای آلیاژ دارد، به‌گونه‌ای که آلیاژ حاوی فقط عنصر زیرکونیوم در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد بالاترین میزان استحکام تسلیم را دارا است.

واژه‌نامه

1. optical microscopy
2. scanning electron microscopy
3. energy dispersive spectroscopy
4. X-ray diffraction
5. differential thermal analysis
6. anti phase boundaries
7. superdislocation
8. facet

مراجع

1. Zhang. Z., Liu, w., "Mechanical properties of Fe_3Al-based alloys with additionof carbon, niobium and titanium". *Materials Science and EngineeringA*, Vol. 423, pp. 343-349, 2006.
2. Wang, J., Xing, J., Qiu, Z., Zhi, X., Cao, L., "Effect of fabrication methods on microstructure and mechanical properties of Fe_3Al-based alloys", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 488, pp. 117-122, 2009.
3. Han, K., Ohnuma, I., Kainuma, R., "Experimental determination of phase equilibria of Al-rich portion in the Al–Fe binary system", *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 668, pp. 97-106, 2016.
4. Sauthoff, G., *Intermetallics*, VCH Verlagsgesellschaft, Weinheim, 1995.
5. Luu, W.C., Wu, J.K., "Moisture and hydrogen induced embrittlement of Fe_3Al alloys", *Materials Chemictry and Physics*, Vol. 70, pp. 236-341, 2001.
6. Westbrook, J.H., Fleischer, R.L., *Intermetallic Compounds*, Chichester, John Wiley & Sons Ltd, Vol. 2, pp. 199-209, 1994.
7. Risanti, D.D., Sauthoff, G., "Strengthening of iron aluminide alloys by atomic ordering laves phase precipitation for high temperature applications", *Intermetallics*, Vol. 19, pp. 1727-1736, 2011.
8. Morris, D.G., Muñoz-Morris. M.A., "Development of creep-resistant iron aluminides", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 462, pp. 45-52, 2007.
9. Palm, M., "Concepts derived from phase diagram studies for the strengthening of Fe–Al-based alloys", *Intermetallics*, , Vol. 13, pp. 1286-1295, 2005.
10. Krein, R., Schneider, A., Sauthoff, G., Frommeyer, G., "Microstructure and mechanical properties of Fe_3Al-based alloys with strengthening boride precipitates", *Intermetallics*, Vol. 15, pp. 1172-1182, 2007.
11. Kratochvíl, P., Kejzlarb, P., Krála, R., Vodicková, V., "The effect of Zr addition on the structure and high temperature strength of Fe-30 at.% Al type alloys", *Intermetallics*, Vol. 20, pp. 39-46, 2012.
12. Kratochvíl, P., Dobeš, F., Pešička, J., Málek, P., Buršík, J., Vodičková, V., Hanus, P., "Microstructure and high temperature mechanical properties of Zr alloyed Fe_3Al type aluminides: The effect of carbon", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 548, pp. 175-182, 2012.
13. Li, X., Prokopčáková, P., Palm, M., "Microstructure and mechanical properties of Fe–Al–Ti–B alloys with additions of Mo and W", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 611, pp. 234-241, 2014.
14. Stein, F., Palm, M., Sauthoff, G., "Mechanical properties and oxidation behaviour of two-phase iron aluminium alloys with $Zr(Fe,Al)_2$ Laves phase or $Zr(Fe,Al)_{12}$ τ_1 phase", *Intermetallics*, Vol. 13, pp. 1275-1285, 2005.
15. Kratochvíl, P., Málek, P., Cieslar, M., Hanus, P., Hakl, J., Vlasák. T., "High-temperature mechanical properties of Zr alloyed Fe_3Al-type iron aluminide", *Intermetallics*, Vol. 15, pp. 333-337, 2007
16. Wasilkowska, A., Bartsch, M., Stein, F., Palm, M., Sztwiertnia, K., Sauthoff, G., Messerschmidt, U., "Plastic deformation of Fe–Al polycrystals strengthened with Zr-containing Laves phases: I. Microstructure of undeformed materials", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 380, pp. 9-19, 2004 .
17. Lejček, P., Fraczkiewicz, A., "Boron segregation in intermetallics: on the possible origins of a low-level intergranular segregation", *Intermetallics*, Vol. 11, pp. 1053-1063, 2003.
18. Cohron, J.W., Lin, Y., Zee, R.H., George E.P.,

"Room-temperature mechanical behavior of FeAl: effects of stoichiometry, environment, and boron addition", *Acta Materialia*, Vol. 46, pp. 6245-6256, 1998 .
19. Stein, F., Schneider, A., Frommeyer G., "Flow stress anomaly and order-disorder transitions in Fe_3Al-based Fe–Al–Ti–X alloys with X=V, Cr, Nb, or Mo", *Intermetallics*, Vol. 11, pp. 71-82, 2003.
20. Alven, D.A., Stoloff, N.S., "The influence of composition on the environmental embrittlement of Fe_3Al alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 239-240, pp. 362-368, 1997.
21. Alven, D.A., Stoloff, N.S., "Fatigue crack growth of Fe_3Al,Cr alloys", *Scripta Materialia*, Vol. 34, pp. 1937-1942, 1996.
22. Huang, Y.D., Yang, W.Y., Sun, Z.Q., "On the effect of the B2 thermomechanical treatment in improving the room temperature ductility of Fe_3Al-based alloys", *Intermetallics*, Vol. 9, pp. 119-124, 2001.
23. Anthony, l., Fultz, B., "Effects of early transition metal solutes on the $D0_3$-B2 critical temperature of Fe_3Al", *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 43, pp. 3885-3891, 1995.
24. Morris, D.G., Muñoz-Morris, M.A., "The stress anomaly in FeAl–Fe_3Al alloys", *Intermetallics*, Vol. 13, pp. 1269-1274, 2005 .
25. Xiao, H., Baker, I., "The temperature dependence of the flow and fracture of Fe-40Al", *Scripta Metallurgica et Materiala*, Vol. 28, pp. 1411-1416, 1993.
26. Guo, J.T., Jin, O., Yin, W.M., Wang, T.M., "Discovery and study of anomalous yield strength peak in FeAl alloy", *Scripta Metallurgica et Materiala*, Vol. 29, pp. 783-785, 1993 .
27. Yoshimi, K., Hanada, S., Yoo, M.H., "Yielding and plastic flow behavior of B2-type Fe-39.5 mol.% A1 single crystals in compression", *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 43, pp. 4141-4151, 1995.
28. Zamanzade, M., Barnoush, A., "An overview of the hydrogen embrittlment of iron aluminides", Procedia Material Science, Vol. 3, pp. 2016-2023, 2014.