

اثر بور و زیرکونیوم بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای ریخته‌گری آلومیناید آهن Fe₃Al

محمد رجبی^{۱*}، محمد شامیری^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 Fe₃Al مورد مطالعه قرار گرفته است. به منظور آلیاژسازی 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 به صورت دندریتی است و فازهای رسوبی به طور عمومی در مناطق بین دندریتی حضور دارند. افزودن بور و زیرکونیوم موجب تشکیل فازهای رسوبی بورایدی و لاهه در آلیاژ می‌شود. بررسی تأثیر عناصر آلیاژی افزوده شده به آلیاژ نشان می‌دهد، زیرکونیوم به علت تشکیل فازهای لاهه 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 Fe₃Al-Based Alloys

M. Rajabi^{1*}, M. Shahmiri¹ and M. Ghanbari²

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 Fe₃Al-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 microstructure was dendritic 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

آلومینیدهای 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، در مقایسه با سایر آلیاژهای 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 دما بالا 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 دی‌آلومینیدهای آهن مستعد بودن این آلیاژها به تردی هیدروژنی که ناشی از شرایط محیطی در اثر حضور رطوبت است. تردی ناشی از شرایط محیطی را می‌توان از طریق افزودن کروم برطرف کرد [۱۰].

Fe_3Al به سبب 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 $T_{C^{D0_3-B2}}$ به سبب انجام استحاله منظم شدن $B_2 \rightarrow D0_3$ افت خواص مکانیکی را به دنبال دارد [۹]. روش‌های مختلفی برای استحکام‌دهی آلومینیدهای آهن از قبیل: استحکام بخشی از طریق محلول جامد یا استحکام بخشی از طریق ایجاد فازهای رسوبی لاهه، کاربیدی و بورایدی وجود دارد [۱۲-۱۰].

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

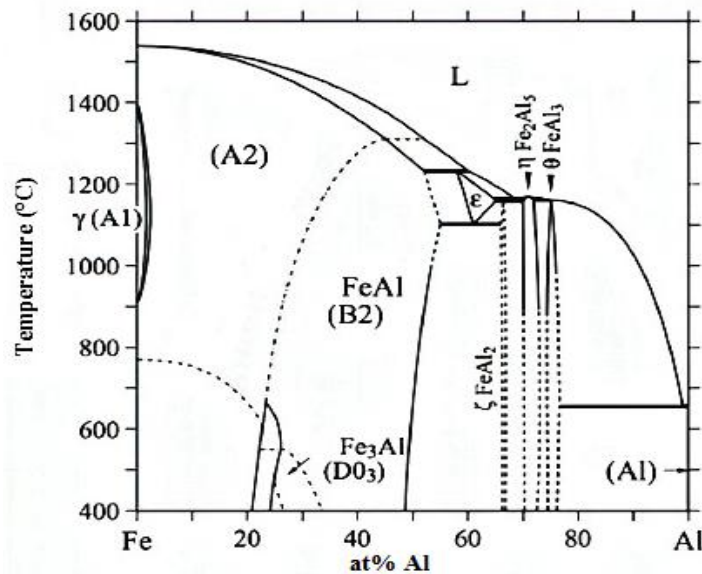
هدف از این پژوهش، بررسی اثر بور و زیرکونیوم بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای بر پایه Fe_3Al است. به صورت سیستماتیک مقایسه‌ای بین تأثیر جداگانه و حضور همزمان این عناصر بر ریزساختار، تحولات فازی، فازشناسی و خواص مکانیکی دمای محیط و دمای بالای این گروه از آلومینیدهای آهن، صورت پذیرفت. این آلیاژها با مقادیر مشخص بور و زیرکونیوم به روش القایی تحت خلأ ذوب و ریخته‌گری و تولید شدند. تأثیر فازهای رسوبی بورایدی و لاهه 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 ₃ Al-0.5B	۲۷/۸	۲	۰/۵	۰	باقی مانده
Fe ₃ Al-0.5Zr	۲۸/۳	۱/۸	۰	۰/۵	باقی مانده
Fe ₃ Al-0.5B0.5Zr	۲۸/۶	۱/۹	۰/۵	۰/۵	باقی مانده



شکل ۱- دیاگرام فازی آهن- آلومینیوم [۳]

عملیات ذوب و آلیاژسازی در دمای ۱۶۰۰ درجه سانتی‌گراد تحت خلأ ۰/۰۲ میلی بار صورت پذیرفت. به سبب 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 به سبب سیالیت پایین مذاب ۵۰ درجه سانتی‌گراد فوق ذوب اعمال شد. به منظور ریخته‌گری از قالب فلزی چدنی استفاده شد، قالب نیز قبل از بارریزی تا دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد پیش از بارریزی پیش گرم شد. بعد از عملیات ریخته‌گری، قالب‌ها در هوا سرد شدند و نمونه‌های اولیه به صورت میله‌هایی با قطر ۴۰ میلی‌متر و ارتفاع ۲۰۰ میلی‌متر فراهم شد. آلیاژها در شرایط ریخته‌گری مورد بررسی ریزساختاری و

مطابق شکل (۱) بر اساس نمودار تعادلی فازی آهن و آلومینیوم محدوده تشکیل Fe₃Al نشان داده شده است. بر همین اساس آلیاژسازی ذوبی در محدوده تشکیل Fe₃Al 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 آمیزان 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 آلومینیایی که از قبل تا دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد پیش گرم شده بود، قرار داده شدند، سپس

خواص مکانیکی قرار گرفتند. به منظور مطالعه ریزساختاری از میکروسکوپ نوری^۱ (OM) و میکروسکوپ الکترونی روبشی^۲ (SEM) مجهز به آنالیزور طیفسنج تفکیک انرژی^۳ (EDS) استفاده شد. به همین منظور نمونه‌ها تا درجه ۲۵۰۰ سنبله زده شدند و توسط خمیر الماسه پرداخت شدند و سپس به کمک محلول (1%HF, 33%CH₃COOH, 33%HNO₃, 33%H₂O) اچ شدند.

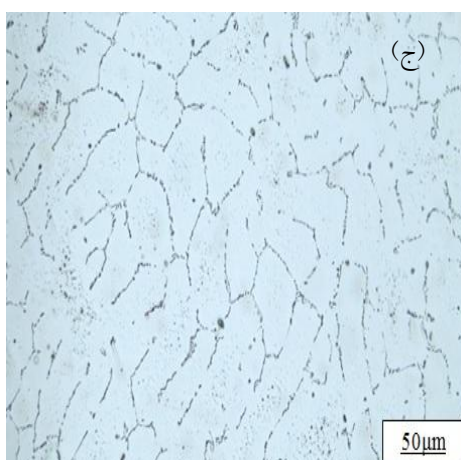
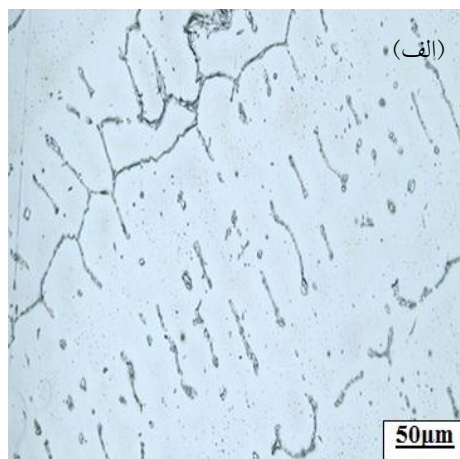
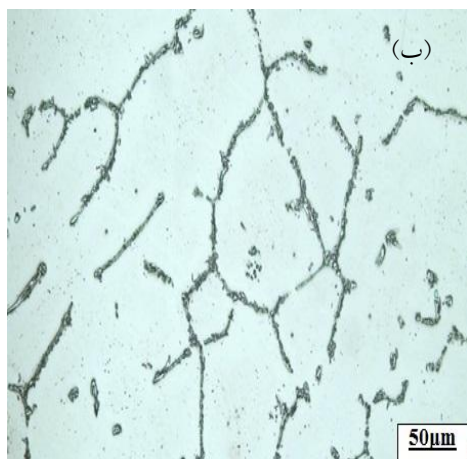
برای فازشناسی آلیاژها از آزمون پراش پرتو ایکس^۴ (XRD) با لامپ مس با طول موج ۱/۵۴ آنگستروم $\lambda =$ با نرخ روبش یک ثانیه و محدوده روبش ۲ تا ۱۰۰ درجه استفاده شد. برای تعیین دمای بحرانی استحاله‌های منظم شدن از آزمون آنالیز حرارتی تفرقی^۵ (DTA) با استفاده از دستگاه STA504 انجام گرفت. نمونه‌ها در بوتله آلومینایی تحت گاز آرگون با نرخ ۱۰ درجه سانتی‌گراد بر دقیقه حرارت داده شدند. به منظور 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 به کمک 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 Fe₃Al و اثر عناصر آلیاژی بور و زیرکونیوم بر آن، آلیاژها براساس استاندارد ASTM E8 دارای سطح مقطع گرد به طول سنجه ۳۰ میلی‌متر و قطر ۶ 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 دندردیتی همراه با فازهای رسوبی بین دندردیتی است. شکل (۲)، ریزساختار آلیاژها را در حالت ریختگی نشان می‌دهد. در

آلیاژ Fe₃Al-0.5B زمینه Fe₃Al به صورت دندردیتی است و در مناطق بین دندردیتی فاز یوتکتیکی Fe₃Al-Fe₂B با مورفولوژی لایه‌ای مشاهده می‌شود. بور از انحلال بسیار پایینی در شبکه کریستالی Fe₃Al برخوردار است، بنابراین در طول انجماد در جلوی جبهه انجماد پس زده می‌شود و در نواحی بین دندردیتی به صورت فاز یوتکتیکی، همراه با Fe₃Al رسوب می‌کند. این امر موجب بالا رفتن استحکام مرزخانه‌ها، در آلیاژ می‌شود [۱۰]. مطابق شکل (۲-ب)، ریزساختار آلیاژ Fe₃Al-0.5Zr به صورت فاز زمینه دندردیتی همراه با فازهای رسوبی بین دندردیتی و درون دانه‌ای است. زیرکونیوم نیز همچون بور از انحلال پایینی در Fe₃Al برخوردار است و موجب تشکیل فاز رسوبی لایه λ_1 (Fe,Al)₂Zr با شبکه کریستالی هگزاگونال، می‌شود. این فاز لایه 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 لایه در مناطق بین دندردیتی به صورت پیوسته و با مورفولوژی لایه‌ای رسوب کردند و از طرفی در زمینه نیز حضور دارند. در آلیاژ Fe₃Al-0.5B0.5Zr و مطابق با تصویر متالوگرافی، تأثیر حضور همزمان بور و زیرکونیوم بر ریزساختار قابل مشاهده است. زیرکونیوم با بور موجود در آلیاژ، واکنش می‌دهد و تشکیل فاز بوراید زیرکونیوم می‌دهد و فاز رسوبی ZrB₂ در نواحی بین دندردیتی عمدتاً قابل شناسایی هستند [۸، ۱۰ و ۱۲]. از طرفی انتظار می‌رود، فازهای لایه λ_1 با توجه به حضور زیرکونیوم در آلیاژ تشکیل می‌شوند و به صورت فازهای رسوبی بین دندردیتی حضور داشته باشند. با توجه به افزایش مقادیر عناصر آلیاژی بور و زیرکونیوم در آلیاژ که Fe₃Al-0.5B0.5Zr منجر به بالا رفتن مادون انجماد ترکیبی در حین انجماد می‌شود و در نتیجه موجب ریزتر شدن بازوهای دندردیتی و کاهش فاصله بین بازوهای بین دندردیتی نسبت به سایر آلیاژها شده است که در شکل (۲-پ) مشهود است. [۸ و ۱۴]. زیرکونیوم نقش عمده‌ای بر افزایش استحکام دما بالای آلیاژ دارد و به صورت فازهای رسوبی لایه در زمینه Fe₃Al

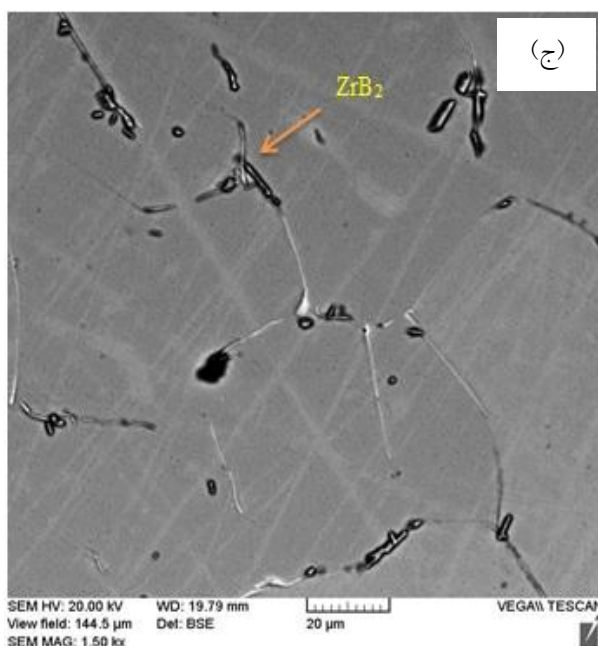
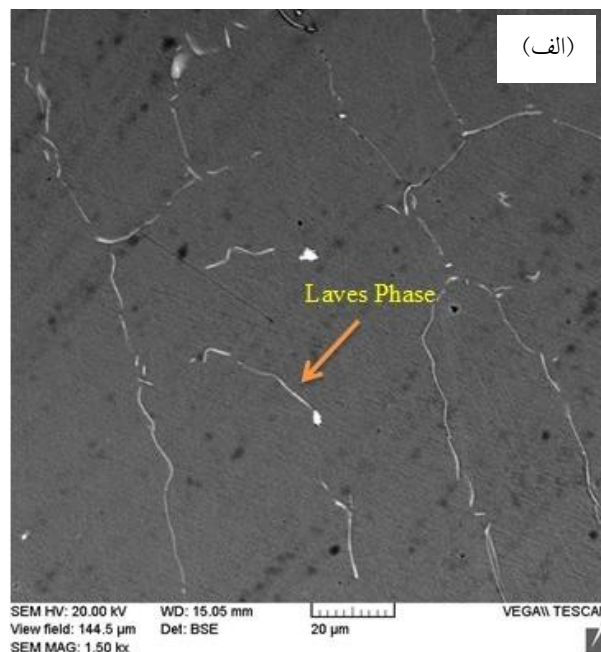
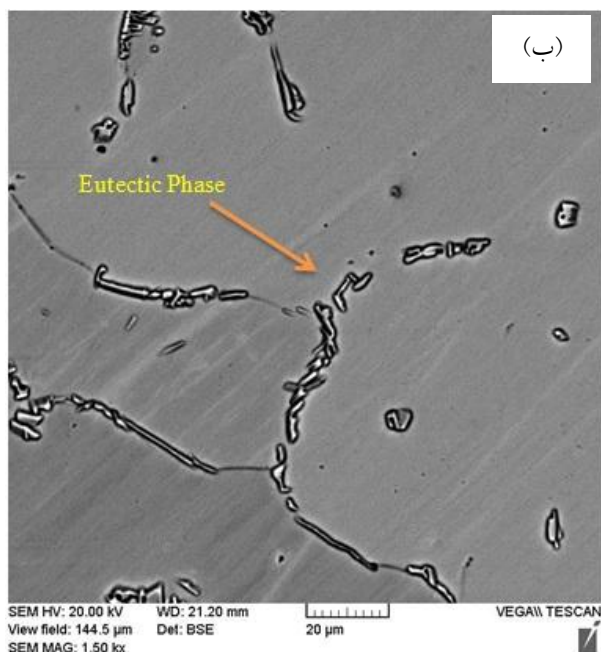


شکل ۲- تصاویر متالوگرافی آلیاژهای: الف) $Fe_3Al-0.5B$ ، ب) $Fe_3Al-0.5Zr$ و ج) $Fe_3Al-0.5Zr0.5B$

ضد فازی می‌شوند و تسهیل در حرکت ابرنابه‌جایی‌ها را به دنبال دارد. (۲) کروم موجب تغییر در شرایط سطحی آلیاژ می‌شود و یک لایه اکسید کروم Cr_2O_3 روی سطح آلیاژ تشکیل می‌شود و مانع از نفوذ هیدروژن به صورت اتمی می‌شود و کاهش تدری محیطی را در پی دارد [۱۵].

شکل (۵) الگوی پراش پرتو ایکس آلیاژها را نشان می‌دهد. الگوی پراش پرتو ایکس به کمک آزمون پراش پرتو ایکس، وجود فاز زمینه Fe_3Al و فازهای رسوبی بورایدی و لاهه را در آلیاژ اثبات می‌کند. به سبب جزئی بودن مقادیر بور و زیرکونیوم در آلیاژها، فازهای رسوبی لاهه و بورایدی از کسر حجمی پایینی برخوردارند و پیک‌های آنها ضعیف هستند و همچنین

حضور دارند. الگوی نقشه عنصری عناصر سازنده آلیاژ $Fe_3Al-0.5Zr$ توسط آزمون طیف‌سنجی پراش انرژی پرتو ایکس انجام گرفت. همان‌گونه که مطابق شکل (۴) قابل مشاهده است زیرکونیوم در فازهای رسوبی بین دندرتی تجمع یافته است و از طرفی کروم کاملاً در زمینه پخش شده است و حاکی از انحلال کامل کروم در زمینه است. کروم مهم‌ترین عنصر در جهت بهبود انعطاف‌پذیری آلیاژ است، دو عامل بر تأثیر این عنصر بر بهبود انعطاف‌پذیری آلیاژهای بر پایه Fe_3Al نقش دارند: (۱) انحلال کروم در Fe_3Al موجب تغییر در آرایش اتمی و افزایش فاصله مرزهای ضد فازی^۶ همسایه در ابرنابه‌جایی‌ها^۷ می‌شود و در نتیجه موجب کاهش انرژی مرزهای



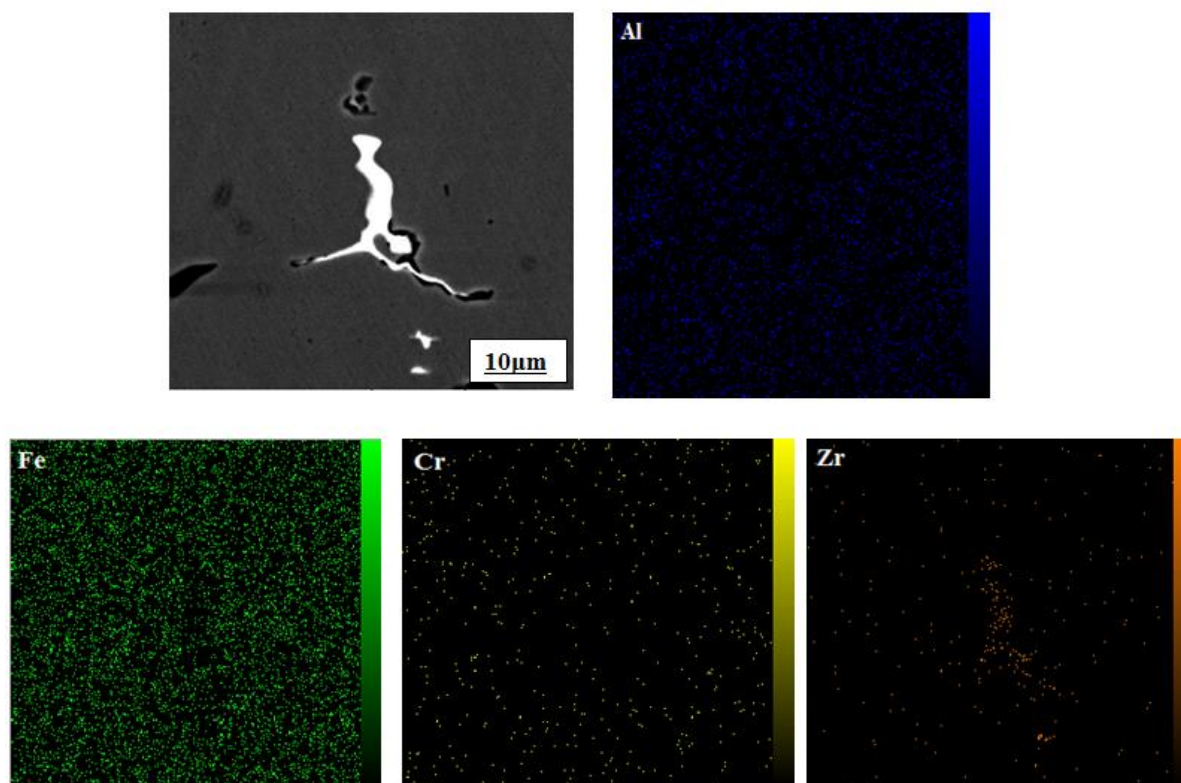
شکل ۳- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی آلیاژهای: (الف) $\text{Fe}_3\text{Al}-0.5\text{B}$ ، (ب) $\text{Fe}_3\text{Al}-0.5\text{Zr}$ و (پ) $\text{Fe}_3\text{Al}-0.5\text{Zr}-0.5\text{B}$

مربوط به آن در شکل (۶) آورده شده است و دماهای بحرانی استحاله‌های منظم شدن $\text{D0}_3\text{-B}_2$ و $\text{B}_2\text{-A}_2$ 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 نداشتند. دماهای بحرانی استحاله منظم شدن تحت تأثیر ترکیب

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

۲-۳- نتایج آنالیز حرارتی تفرقی (DTA)

نتایج آزمون آنالیز حرارتی تفرقی در جدول (۲) و منحنی‌های



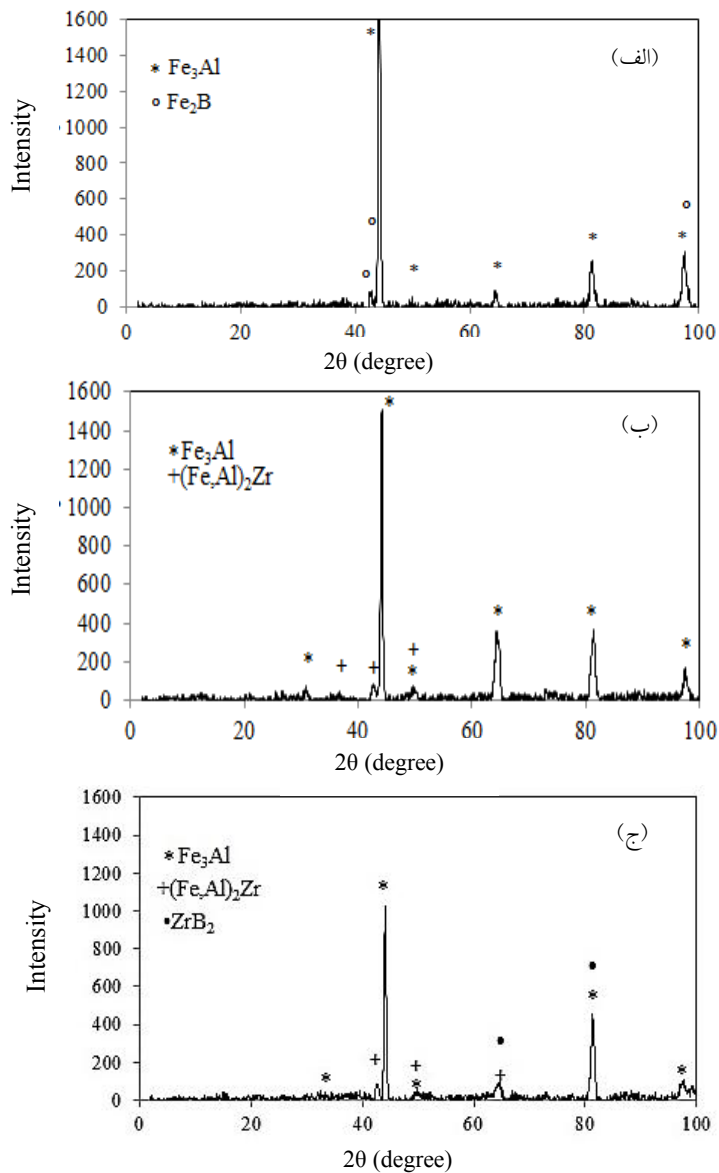
شکل ۴- الگوی نقشه عنصری عناصر آلیاژ $Fe_3Al-0.5Zr$ به کمک EDS

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 به سمت 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 حداکثر استحکام 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

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 عناصر آلیاژی 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، در نتیجه انرژی الاستیک ایجاد شده در شبکه کریستالی زمینه کمتر می‌شود و شبکه $D0_3$ از پایداری بیشتری برخوردار است [۲۳]. بور و زیرکونیوم به سبب انحلال پایینی که در زمینه Fe_3Al دارند و اینکه اختلاف اتمی آنها با آلومینیوم زیاد است در نتیجه تأثیری بر تغییر دماهای بحرانی ندارند. همچنین گزارش شده است کروم نیز با توجه به اینکه انحلال زیادی در Fe_3Al دارد اما به سبب 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، در مورد تغییر



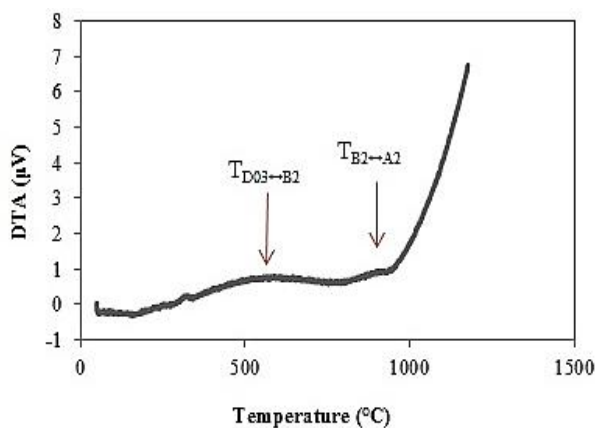
شکل ۵- الگوی پراش پرتو ایکس برای آلیاژهای: الف) $Fe_3Al-0.5B$ ، ب) $Fe_3Al-0.5Zr$ و ج) $Fe_3Al-0.5Zr0.5B$

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

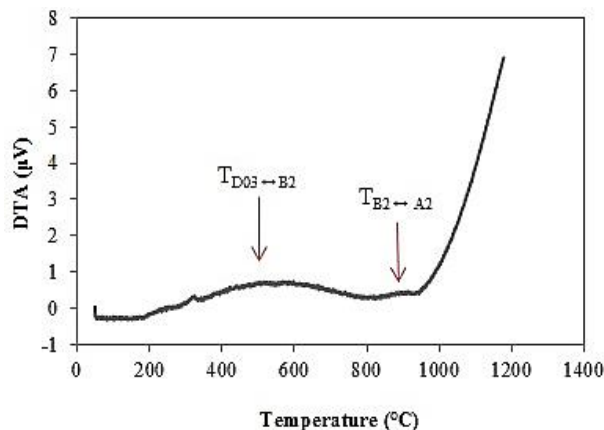
نام آلیاژ	دمای بحرانی $D0_2-B_2$ (درجه سانتی‌گراد)	دمای بحرانی B_2-A_2 (درجه سانتی‌گراد)
$Fe_3Al-0.5B$	۵۵۷	۸۹۷
$Fe_3Al-0.5Zr$	۵۵۹	۸۹۶
$Fe_3Al-0.5B0.5Zr$	۵۶۱	۹۰۰

استحکام آلیاژ را بالا می‌برد [۱۷]. تا دمای ۵۵۰ درجه سانتی‌گراد بیشترین میزان استحکام تسلیم مربوط به آلیاژ

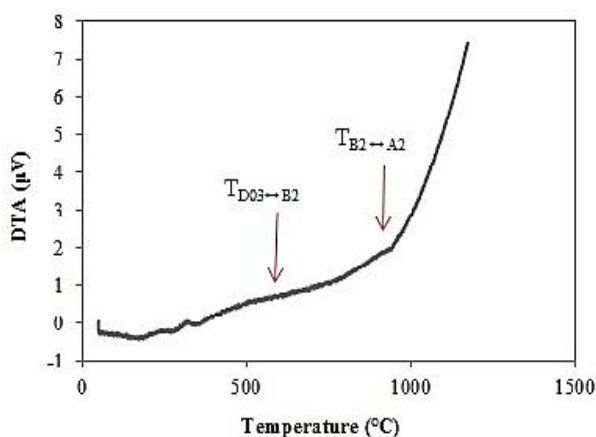
بیشتری نسبت به سایر آلیاژها دارد. رسوب فازهای بورایدی در بین دانه‌ها موجب بالا رفتن استحکام مرزدانه‌ها می‌شود و



(ب)



(الف)

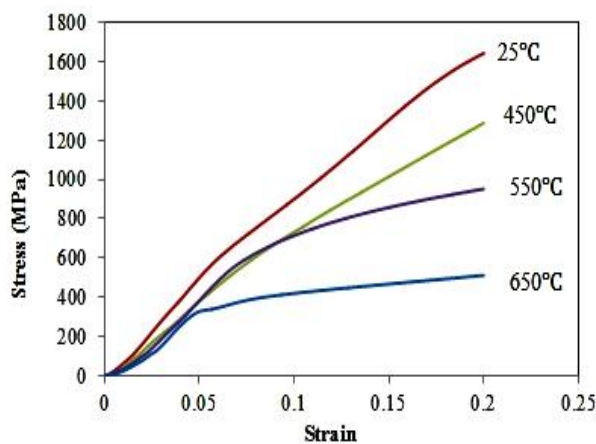


(ج)

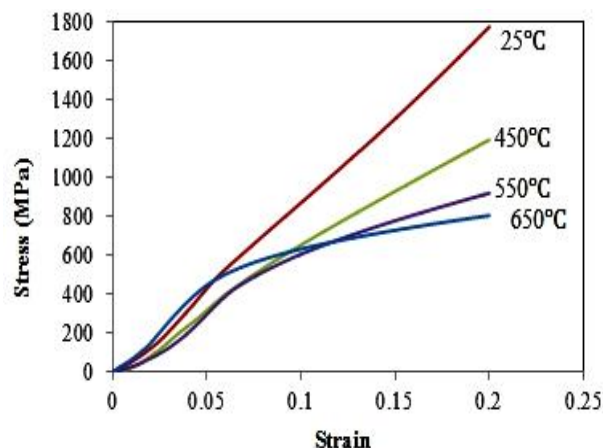
شکل ۶- نمودارهای آزمون آنالیز حرارتی تفرقی: (الف) $\text{Fe}_3\text{Al-0.5B}$ ، (ب) $\text{Fe}_3\text{Al-0.5Zr}$ و (ج) $\text{Fe}_3\text{Al-0.5Zr0.5B}$.

خزشی آلیاژ است، در آلیاژ حاوی نیم درصد زیرکونیوم اختلاف استحکام تسلیم در این دما با دمای محیط ۵۳ مگاپاسکال است. حضور فازهای رسوبی لاهه $(\text{Fe,Al})_2\text{Zr}$ با ابعاد میکرومتری که در مرزخانه‌ها و بعضی در داخل دانه‌ها وجود دارند تأثیر چندانی برافزایش استحکام دما بالای آلیاژ ندارند، بلکه در حین تغییر فرم در دمای بالا فازهای لاهه نیمه پایدار بسیار ریز نانومتری Fe_2Zr و $(\text{Fe}_{1-x}\text{Al}_x)_3\text{Zr}$ در زمینه تشکیل شده و با نابه‌جایی‌ها تداخل دارند و مانع حرکت نابه‌جایی‌ها به آسانی در آلیاژ می‌شوند [۱۲]. در آلیاژ $\text{Fe}_3\text{Al-0.5Zr0.5B}$ حضور بور و زیرکونیوم موجب تشکیل فاز رسوبی ZrB_2 در بین نواحی مرزخانه‌ای می‌شود و موجب کاهش کسر حجمی فازهای لاهه در آلیاژ می‌شود. کاهش کسر حجمی فازهای لاهه، به سبب اینکه

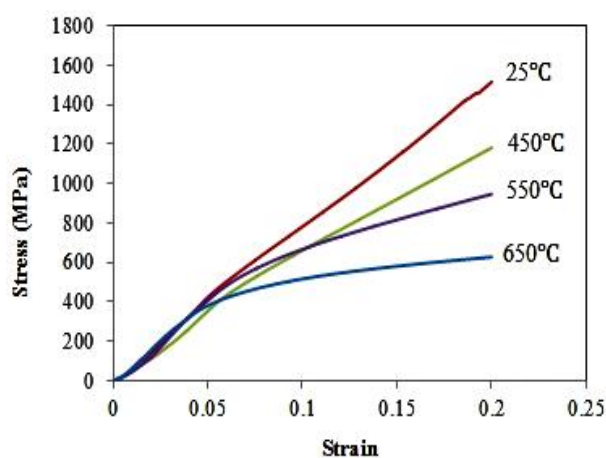
$\text{Fe}_3\text{Al-0.5B}$ است، در حالی که در دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد با افت شدید استحکام تسلیم روبه‌رو است و کمترین میزان استحکام تسلیم را در میان سایر آلیاژها برخوردار است. دلیل این امر می‌تواند درشت شدن فازهای بورایدی و فعال شدن بیشتر سیستم‌های لغزشی در آلیاژ باشد. آلیاژ $\text{Fe}_3\text{Al-0.5Zr}$ کمترین میزان افت استحکام تسلیم را از دمای محیط تا دمای ۶۵۰ درجه سانتی‌گراد دارد. آلیاژ $\text{Fe}_3\text{Al-0.5Zr0.5B}$ 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



(ب)



(الف)



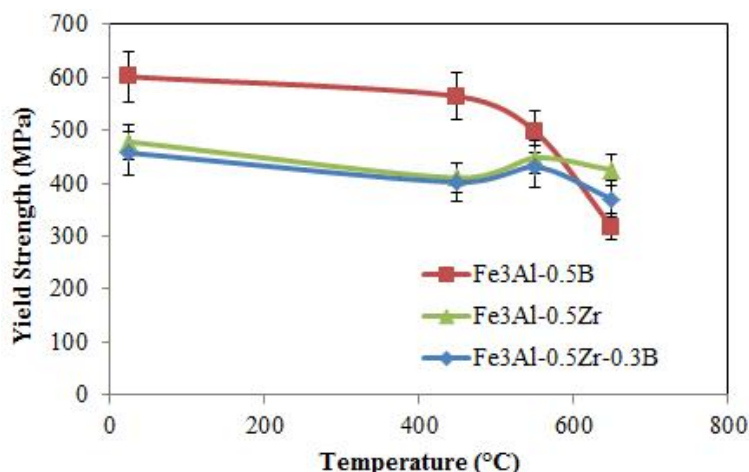
(ج)

شکل ۷ - نمودارهای تنش - کرنش آلیاژها با افزایش درجه حرارت: (الف) $\text{Fe}_3\text{Al-0.5B}$ ، (ب) $\text{Fe}_3\text{Al-0.5Zr}$ و (ج) $\text{Fe}_3\text{Al-0.5Zr0.5B}$ (رنگی در نسخه الکترونیکی)

دما بالای آلیاژ ندارد اما ذرات با ابعاد نانومتری به سبب اینکه می تواند به عنوان موانعی در برابر حرکت نابجایی ها عمل کنند، موجب بهبود خواص مکانیکی دما بالای آلیاژ می شود.

با توجه به روند افت استحکام تسلیم با افزایش درجه حرارت در آلیاژهای $\text{Fe}_3\text{Al-0.5Zr}$ و $\text{Fe}_3\text{Al-0.5Zr0.5B}$ پدیده تنش تسلیم نامتعارف مشاهده می شود، به گونه ای که با افزایش درجه حرارت از ۴۵۰ به ۵۵۰ درجه سانتی گراد استحکام تسلیم افزایش می یابد. در آلیاژهای بر پایه Fe_3Al وقوع این پدیده، مرسوم است [۱۹ و ۲۴]. در آلیاژ $\text{Fe}_3\text{Al-0.5B}$ این پدیده مشاهده نشد. دلیل اصلی این پدیده کاملا واضح و مشخص نیست اما

مقادیری از زیرکونیوم صرف پیوند با بور و تشکیل فاز بورایدی می شود، رخ می دهد و همین امر موجب افت استحکام تسلیم آلیاژ در دمای بالا می شود، چون مهم ترین عامل حفظ استحکام تسلیم آلیاژ در دماهای بالا تشکیل فازهای نیمه پایدار نانومتری لاهه حین تغییر فرم است. هر چه میزان کسر حجمی فازهای لاهه در آلیاژ بیشتر باشد موجب بهبود بیشتر خواص مکانیکی آلومینیدهای آهن، در دمای بالا می شود [۱۴-۱۲]. به طور کلی تأثیر ذرات رسوبی بر افزایش استحکام دما بالای آلومینیدهای آهن وابسته به اندازه آنها است به گونه ای که ذرات با ابعاد بزرگ در مرزدانه و داخل دانه تأثیر چندانی بر افزایش استحکام



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

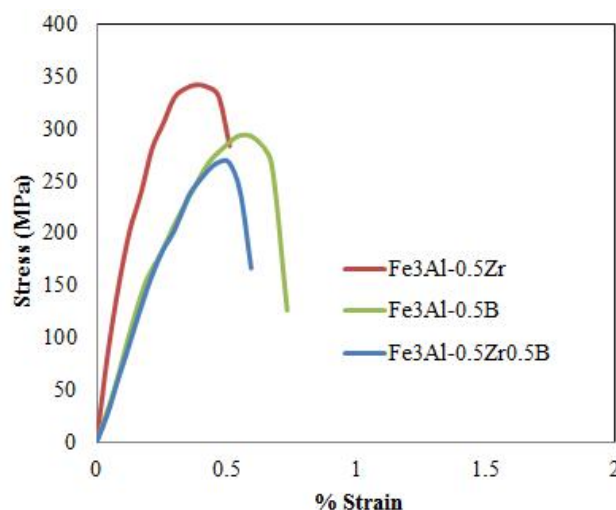
آزمون کشش آلیاژها در شکل (۹) و جدول (۳) آورده شده است.

همان‌طور که از نتایج به‌دست آمده مشاهده می‌شود، آلومیناید های 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 نابجایی‌ها شود. همچنین تعداد سیستم لغزشی فعال در آنها کم است و شرایط برای لغزش نابجایی‌ها فراهم نمی‌شود، به‌همین منظور ترکیبات بین فلزی عموماً ترد هستند [۲۶]. بیشترین میزان استحکام تسلیم کششی در نمونه‌ها مربوط به آلیاژ Fe₃Al-0.5Zr است که در حدود ۳۲۵ مگاپاسکال است. بیشترین میزان ازدیاد طول مربوط به آلیاژ Fe₃Al-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. درحالی‌که 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.

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 نابجایی‌ها، که ابر نابجایی‌های <۱۱۱> به نابجایی‌های کامل <۱۰۰> تبدیل می‌شوند، قفل صعود ابرنابجایی‌های <۱۱۱> [۲۷-۲۵] و موریس و مونز موریس علت اصلی این پدیده را در Fe₃Al استحکام بخشی از طریق تشکیل جاهای خالی حرارتی می‌دانند. این جاهای خالی غیرمتحرک هستند و با نابجایی‌ها 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 Fe₃Al و اثر عناصر آلیازی 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



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

جدول ۳- نتایج آزمون کشش

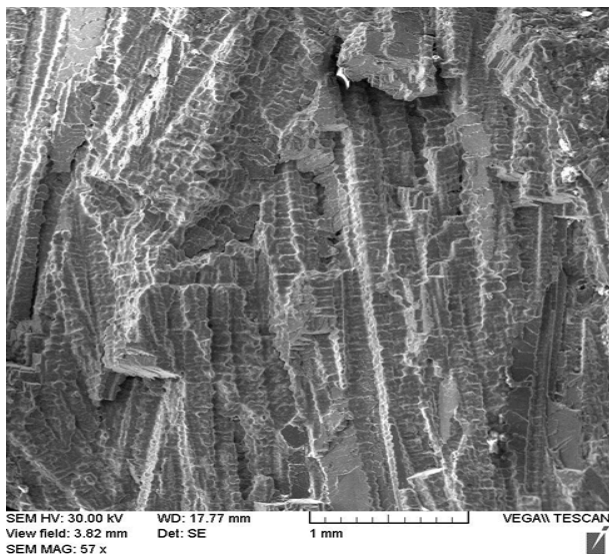
نام آلیاژ	استحکام کششی نهایی (مگاپاسکال)	استحکام تسلیم (مگاپاسکال)	درصد ازدیاد طول
Fe ₃ Al-0.5B	۲۹۶	۲۸۶	۰/۸
Fe ₃ Al-0.5Zr	۳۴۵	۳۲۵	۰/۶
Fe ₃ Al-0.5B0.5Zr	۲۶۹	۲۵۹	۰/۷

۳-۵- شکست‌نگاری نمونه‌ها

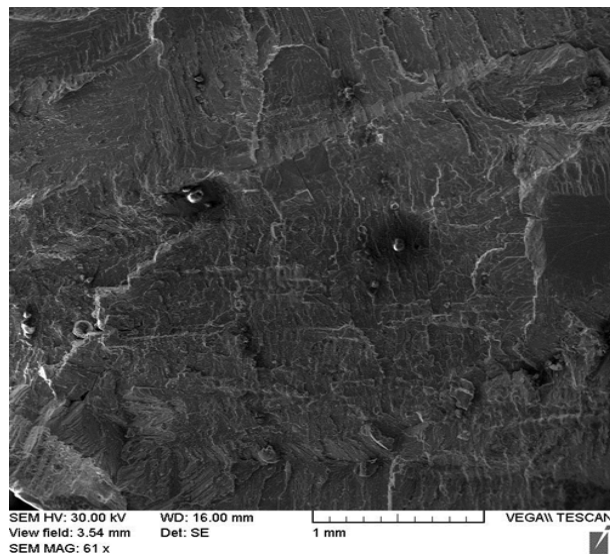
شکست‌نگاری نمونه‌ها پس از آزمون کشش به‌کمک میکروسکوپ الکترونی روبشی انجام شد. تصاویر سطح شکست آلیاژها مطابق شکل (۱۰)، حاکی از شکست ترد کلیواژ و شبه کلیواژ در آلیاژها است. تأثیر عناصر آلیاژی بور و زیرکونیوم بر مکانیزم شکست آلیاژها مورد بررسی قرار گرفته است.

بر اساس مطالعه شکست‌نگاری نمونه‌ها، نمونه Fe₃Al-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^۱ 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 Fe₃Al-0.5Zr

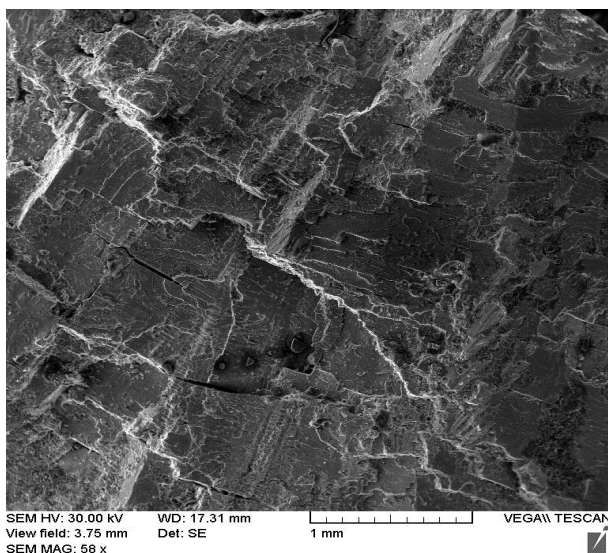
برخلاف آلیاژ Fe₃Al-0.5B دارای شکست بین دانه‌ای است. سطح شکست این آلیاژ کاملاً برجسته و دارای طرح‌واره نبات شکل است که از ویژگی‌های سطح شکست ترد بین دانه‌ای است. کمترین میزان ازدیاد طول نیز نسبت به سایر آلیاژها مربوط به آلیاژ Fe₃Al-0.5Zr بود که مرتبط با شکست بین دانه‌ای این آلیاژ است. آلیاژ Fe₃Al-0.5Zr0.5B 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 Fe₃Al-0.5Zr0.5B مخلوطی از شکست ترد درون دانه‌ای و بین دانه‌ای است.



(ب)



(الف)



(ج)

شکل ۱- تصاویر میکروسکوپی الکترونی روبشی از سطح شکست آلیاژهای: الف) $Fe_3Al-0.5B$ ، ب) $Fe_3Al-0.5Zr$ و ج) $Fe_3Al-0.5Zr0.5B$

فازهای رسوبی بورایدی در مرزدانه منجر به افزایش استحکام مرزدانه نسبت به زمینه شده است.

۴- نتیجه گیری

در این تحقیق اثرات افزودن عناصر آلیاژی بور و زیرکونیوم بر ریزساختار و خواص مکانیکی آلیاژهای Fe_3Al مورد بررسی قرار گرفت، نتایج حاصل از این پژوهش را می توان به صورت

دلیل این تغییر در مکانیزم شکست در آلیاژهای حاوی زیرکونیوم در مقایسه با بور، که تمایل به شکست مرزدانه‌ای در آنها مشاهده شده است را می توان تشکیل فازهای رسوبی لایه نانومتری در زمینه دانست که سبب بالا رفتن استحکام زمینه نسبت به مرزدانه شده است. در واقع حضور فازهای رسوبی درشت لایه حاوی زیرکونیوم در مرزدانه، در شرایط اعمال تنش کششی در دمای محیط منجر به رشد ترک در مرزدانه می شود، در صورتی که

زیر اعلام کرد:

۱- ریزساختار آلیاژها به صورت 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 به سبب تشکیل فازهای لاوه تأثیر زیادی بر افزایش استحکام دما بالای آلیاژ دارد، به گونه‌ای که آلیاژ حاوی فقط عنصر زیرکونیوم در دمای 650° 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 addition of carbon, niobium and titanium". *Materials Science and Engineering A*, 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 Chemistry 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., Pešíčka, 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 Fe₃Al-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 Fe₃Al alloys", *Materials Science and Engineering A*, Vol. 239-240, pp. 362-368, 1997.
 21. Alven, D.A., Stoloff, N.S., "Fatigue crack growth of Fe₃Al,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 Fe₃Al-based alloys", *Intermetallics*, Vol. 9, pp. 119-124, 2001.
 23. Anthony, I., Fultz, B., "Effects of early transition metal solutes on the D0₃-B2 critical temperature of Fe₃Al", *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 43, pp. 3885-3891, 1995.
 24. Morris, D.G., Muñoz-Morris, M.A., "The stress anomaly in FeAl-Fe₃Al 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 Materialia*, 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 Materialia*, 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.% Al single crystals in compression", *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 43, pp. 4141-4151, 1995.
 28. Zamanzade, M., Barnoush, A., "An overview of the hydrogen embrittlement of iron aluminides", *Procedia Material Science*, Vol. 3, pp. 2016-2023, 2014.