تاثیر آلومینیوم موجود بر نمودارهای فازی تعادلی Fe-C-Al-Si*

(یادداشت پژوهشی)

علیرضا کیانی رشید(۱)

چکیده

MTDATA، بسته نرم افزاری قدرتمندی برای محاسبهٔ شرایط تعادلی و دیاگرام‌های فازی است. این نرم افزار برای بررسی استحاله‌های فازی یا شبیه سازی فرآیندها قابل استفاده است که بستگی به نوع پایگاه داده‌هایی دارد که در اتصال با آن‌ها می باشد. در این تحقیق نمودارهای فازی سیستم آهن- کربن- آلومینیوم- سیلیسیم (Fe-C-Al-Si) با به کار بردن نرم افزار MTDATA و استفاده از پایگاه داده‌های SGTE محاسبه گردیدند تا فازهای موجود در دماهای متفاوت و محدوده ترکیب شیمیایی مورد نظر و در شرایط تعادلی تعیین شوند. مشاهده گردید که افزایش آلومینیوم باعث تغییرات تعادلی آهن – کربن در این ترکیبات آلیاژی می شود. ناحیه آستنیت با افزایش آلومینیوم کوچک تر شده و برای چدن‌های حاوی حدود Al ٤/٨٨٪ یا بیش تر هیچ نشانی از یک ناحیه آستنیتی دیده نمی‌شود. نتایج تجربی حاصل از عملیات حرارتی و دیلاتومتری در تلفیق با مشاهدات انجام گرفته با میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی گواه توافق خوب نمودارهای فازی محاسبه شده برای مقادیر کم و مقدار بالای Al ٦/١٦٪ می‌باشد. به هرحال محاسبات انجام شده برای Al ٤/٨٨٪ با مشاهدات اختلاف نشان می‌دهد و آزمایش‌ها با آلیاژ حاوی این مقدار آلومینیوم بیانگر این نکته است که استحاله‌های آستنیتی در این آلیاژ اتفاق می افتد، درحالی که شاهدی بر حضور ناحیه γ در نمودار فازی محاسبه شده وجود ندارد.

واژه‌های کلیدی شبیه سازی، آلومینیوم، نمودارهای فازی، آستنیت (γ)، نرم افزار MTDATA .

The influence of Al content on the Fe-C-Al-Si equilibrium phase diagrams

A.R. Kiani-Rashid

Abstract

MTDATA is a powerful software package for equilibrium conditions and phase diagram calculations. It can be applied in phase transformation or process simulations depending on the kind of databases they are connected to. The iron-carbon-aluminium-silicon (Fe-C-Al-Si) phase diagrams were calculated using MTDATA software and SGTE databases to determine the phases that are present at various temperature and composition ranges in equilibrium conditions. It was observed that the iron-carbon equilibrium could be modified by addition of aluminum. The austenite region decreased with increasing Al content, and in the case of cast irons containing about 4.88%Al or more, the austenite zone was disappeared. Further results obtained from heat treatment cycles and dilatometry examinations together with optical and electron microscopic investigations showed a good agreement with the calculated phase diagrams for low as well as high (6.16%)Al addition. However, there was a difference between the observations made for 4.88%Al. Experiments conducted on an alloy containing this Al content showed that the austenitic reaction occurred in the alloy, whereas no evidence was found for the γ-region in the corresponding phase diagram.

Key Words Simulation, Aluminium, Phase Diagrams, Austenite (γ), MTDATA Software

* نسخه نخست مقاله در تاریخ ٨٦/٨/٢٣ و نسخه پایانی آن در تاریخ ٨٧/٥/٢٠ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانشیار، گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

Archive of SID

www.SID.ir

مقدمه

نمودارهای فازی تعادلی در مباحث متالورژیکی از اهمیت زیادی برخوردارند. به کمک این نمودارها امکان بررسی ریزساختار آلیاژها، ترکیب شیمیایی آن‌ها و همچنین، تعیین نوع و درصد فازها فراهم می‌شود. در این راستا محققان روش‌های بسیار متنوعی را برای رسم آن‌ها ارائه کرده اند که بسیاری از این روش‌ها نیاز به تهیه نمونه‌های بسیار و انجام آزمایش‌های پر دامنه دارند. در همین راستا همواره تمایل فراوانی برای بهره‌گیری از رایانه و سیستم شبیه سازی وجود داشته و تعداد قابل توجهی از این نرم افزارها طراحی و استفاده شده‌اند. نمونه‌هایی از بسته‌های نرم افزاری که اخیراً مورد استفاده قرار گرفته‌اند، MTDATA و Thermo-Calc می‌باشند [1,3].

توانمندی این نرم افزارها بستگی به پایگاه‌های اطلاعاتی عظیمی دارد که توسط گروه‌های علمی سازمان یافته ای همچون SGTE حمایت شده و امکان کنترل و استاندارد کردن آنها را فراهم می‌سازند. مفروضات و داده‌های مورد استفاده در نرم افزار MTDATA به طور کاملاً کنترل شده‌ای توسط گروه علمی اروپایی ترمودتا گردآوری و ارزیابی شده است که با توسعه علوم و دریافت اطلاعات جدید، این نرم افزار به طور پیوسته در حال به هنگام شدن و بهبود می‌باشد [4,7].

در سیستم نرم افزاری MTDATA امکانات فراوانی در زمینه‌های متالورژی، شیمی، علم مواد و علوم دیگر، با توجه به داده‌های در دسترس، وجود دارد. با توجه به تنوع زیاد عناصر و امکان آلیاژسازی بی‌شمار این عناصر امکان جمع آوری اطلاعات موثق برای کلیه این مواد مشکل و گاهی غیر ممکن به نظر می‌رسد. با توجه به اینکه کاربران این برنامه‌ها علاقه‌مند به تهیه نمودارهای فازی و یا مدل سازی جدیدی بر اساس آلیاژهای مورد نظر می باشند، این برنامه‌ها به گونه‌ای طراحی و نوشته شده‌اند که امکان ورود اطلاعات مورد نظر را با توجه به تنوع در ترکیب شیمیایی، خواص و هم چنین شرایط خارجی حاکم از نظر سایر پارامترهای ترمودینامیکی فراهم می‌سازند. ضمناً مشکلات مرتبط با عوامل اختلاط از قبیل تعادل مابین آلیاژهای مذاب و جامد و فازهایی همچون مات، سرباره و گاز به کمک مدل‌های ترمودینامیکی مورد نیاز قابل حل بوده و دامنه وسیعی از خواص این فازها در نرم افزار و ساختارهای پایگاه داده‌ها منظور شده است [6,10].

از قابلیت‌های بسیار خوب چدن‌های حاوی آلومینیوم در مقایسه با چدن‌های معمولی، مقاومت بالا در برابر اکسیداسیون در دماهای بالا، استحکام بالاتر در دمای اتاق و دماهای بالا، وزن مخصوص کم تر و قابلیت ماشین کاری بهتر، می‌باشد [11,16].

بسته نرم افزاری MTDATA در سطح گسترده‌ای برای محاسبه و رسم دیاگرام‌های فازی مورد استفاده قرار می‌گیرد و در مقایسه با سایر نرم افزارها از توانمندی‌های خوبی برخوردار است. در این تحقیق از MTDATA برای رسم نمودارهای تعادلی فازی Fe-C-Al-Si بهره گرفته شد تا قابلیت‌های آن در ارتباط با این گروه خاص از این دسته آلیاژهای چدنی بررسی شود. در همین ارتباط ضمن توجه به محدودیت‌های ناشی از کمبود اطلاعات پایگاه داده‌ها، با تغییر درصد آلومینیوم از ۰/۰۱ درصد تا ٦/١٦ درصد به بهترین محدودهٔ تطابق نمودارهای محاسباتی و نتایج تجربی اشاره شده است.

مواد و روش تحقیق

در این پژوهش بازه‌ای از دما و ترکیب شیمیایی برای هر یک از آلیاژهای مورد نظر انتخاب شد. با انجام محاسبات مربوط به حداقل انرژی گیبس، فازهای پایدار تعیین و به صورت مقاطع ایزوپلس رسم گردید (شکل‌های ۱ تا ٦). برای اطمینان بیش تر اطلاعات به دست آمده از محاسبات با نتایج تجربی مقایسه گردید

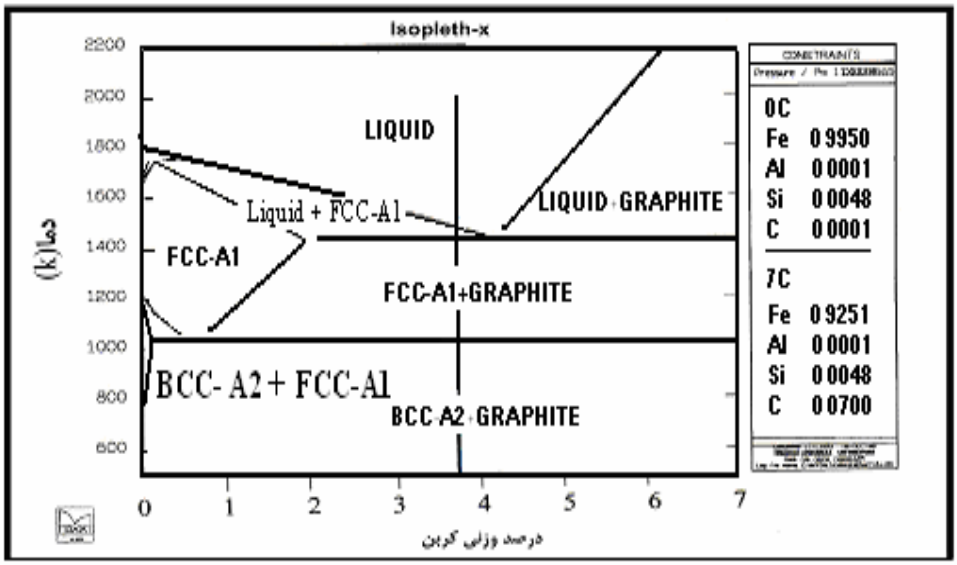
Archive of SID

www.SID.ir

که در بسیاری از موارد از تطابق بسیار خوبی برخوردار بودند و از این رو، قابل استناد می‌باشند.

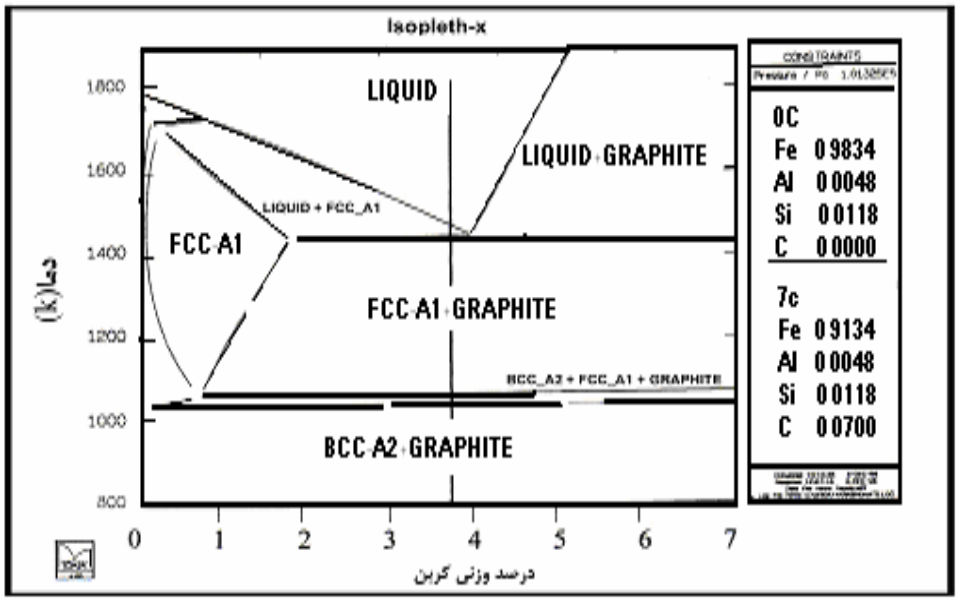
در این تحقیق شمار قابل ملاحظه ای ذوب در کوره‌های بوته‌ای و القایی تهیه و ریخته گری شد که تعدادی از آن‌ها در جدول (۱) نشان داده شده است. کوره بوته‌ای از تولیدات مورگان بوده و با سوخت گازی طراحی شده است. ظرفیت این کوره ۲۵ کیلوگرم است که با خارج کردن بوته امکان مذاب ریزی فراهم می‌شود. کوره القایی از نوع فرکانس بالا و با قابلیت کج شوندگی جهت خروج مذاب از بوته مربوطه است. ظرفیت این کوره ۲۰ کیلوگرم می‌باشد. بعد از ذوب، مذاب چدن تا دمای $1550^{\circ}C$ فوق گداز شد. در این مرحله از ذوب، قطعات کوچک آلومینیومی با روش غوطه وری به عمق مذاب افزوده شد تا از شناوری آن‌ها در حین ذوب و همچنین اکسید شدن درصد بالایی از آن‌ها جلوگیری شود. در همین ارتباط زمان کافی به آلومینیوم داده شد تا به طور کامل در مذاب حل گردد. برای کروی کردن از فرو- سیلیکو- منیزیم حاوی ۵ درصد منیزیم و برای جوانه زایی از فروسیلیسیم حاوی ۷۵ درصد سیلیسیم بهره گرفته شد.

پس از آلیاژسازی، مطابق با استاندارد ASTM ۸۵۳۶ –۸۰ بلوک‌هایی از آلیاژهای مورد نظر در قالب‌های ماسه سیلیسی ریخته گری گردید. دمای تقریبی مذاب ریزی $1350^{\circ}C$ بود. وجود محفظه واکنش در سیستم راهگاهی به خاطر افزایش راندمان کروی‌سازی توسط مواد تلقیح کننده است. ترکیب شیمیایی به روش کوانتومتری تعیین گردید. برای اندازه‌گیری مقادیر دقیق تر کربن و آلومینیوم از روش‌های مجزایی بهره گرفته شد. این آزمایش‌ها در بریتیش استیل (شفیلد) و مرکز فن‌آوری تحقیق بالای دانشگاه بیرمنگام انگلیس (HIST) انجام شد.

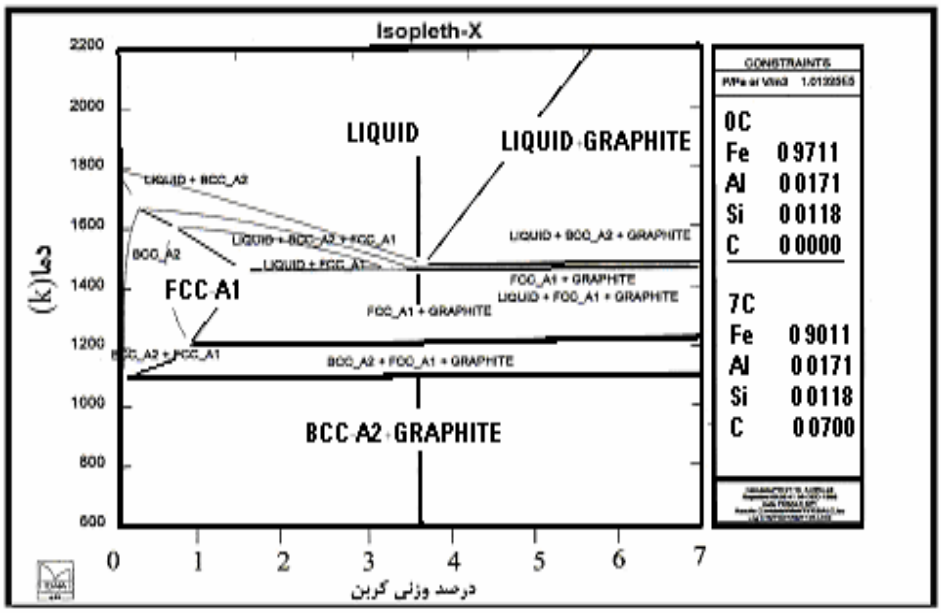


شکل ۱ نمودار فازی سیستم (Fe-C-Al-Si) برای آلیاژهای حاوی Al ۰/۰۱٪، رسم شده با نرم افزار MTDATA

www.SID.ir

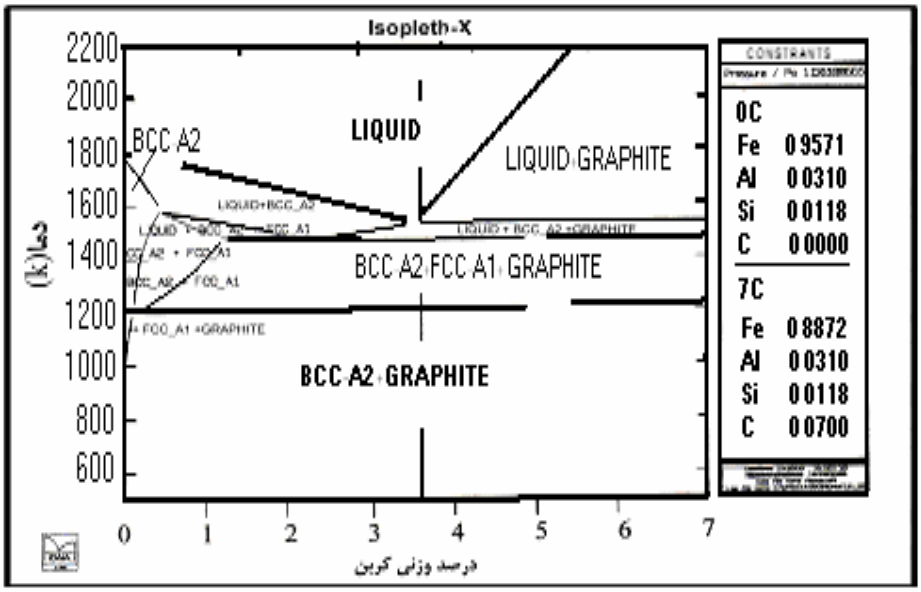


شکل ۲ نمودار فازی سیستم (Fe-C-Al-Si) برای آلیاژهای حاوی Al ۰/۴۸٪ ،
رسم شده با نرم افزار MTDATA

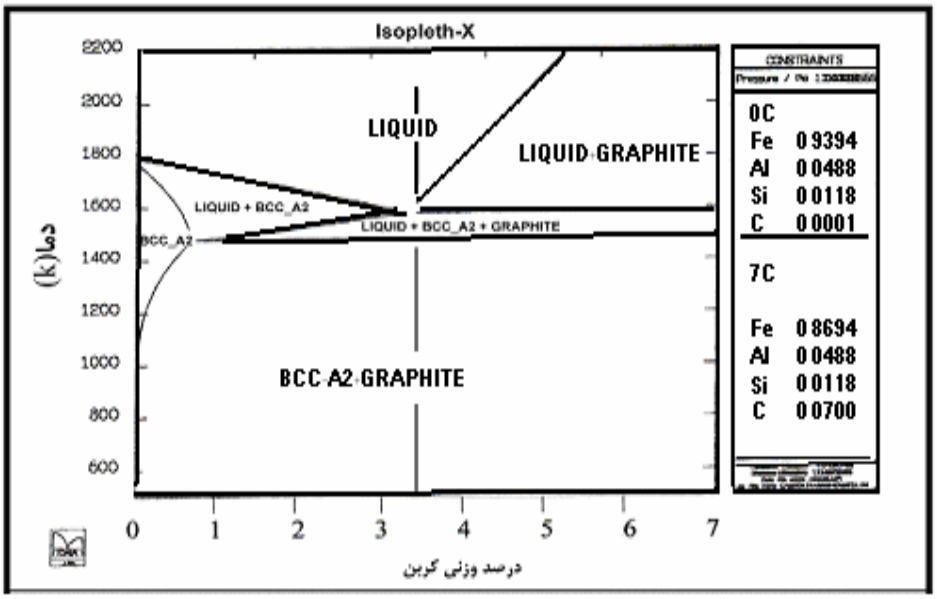


شکل ۳ نمودار فازی سیستم (Fe-C-Al-Si) برای آلیاژهای حاوی Al ۱/۷۱٪ ،
رسم شده با نرم افزار MTDATA

www.SID.ir

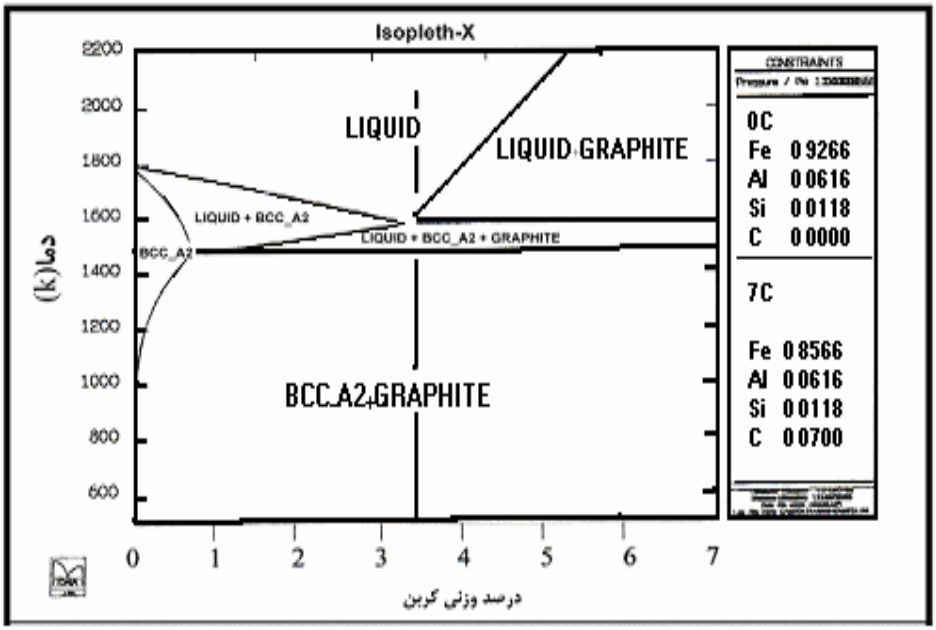


شکل ٤ نمودار فازی سیستم (Fe-C-Al-Si) برای آلیاژهای حاوی Al ٪۳/۱۰،
رسم شده با نرم افزار MTDATA



شکل ٥ نمودار فازی سیستم (Fe-C-Al-Si) برای آلیاژهای حاوی Al ٪٤/۸۸،
رسم شده با نرم افزار MTDATA

www.SID.ir



شکل ٦ نمودار فازی سیستم (Fe-C-Al-Si) برای آلیاژهای حاوی Al ٪٦/١٦،
رسم شده با نرم افزار MTDATA

جدول ١ ترکیب شیمیایی آلیاژها، درصد وزنی (wt%)

آلیاژ	Al	C	Si	Ni	Mn	P	S	Mg	Fe
٪۰/۰۱Al	۰/۰۱	۳/۷۱	۱/۰۸	۰/۰۳	۰/۰۹	<۰/۰۰۵	<۰/۰۰۵	۰/۰۵	باقی مانده
٪۰/٤۸Al	۰/٤۸	۳/٦۸	۱/۰٦	۰/۰٤	۰/۰٦	<۰/۰۰۵	<۰/۰۰۵	۰/۰۵	باقی مانده
٪۱/۷۱Al	۱/۷۱	۳/۵۸	۱/۱۸	۰/۰٤	۰/۰۷	<۰/۰۰۵	<۰/۰۰۵	۰/۰۵	باقی مانده
٪۳/۱۰Al	۳/۱۰	۳/٤۸	۱/۲٤	۰/۰۵	۰/۱۰	<۰/۰۰۵	<۰/۰۰۵	۰/۰٦	باقی مانده
٪٤/۸۸Al	٤/۸۸	۳/٤٤	۱/۲۲	۰/۰۵	۰/۱۰	<۰/۰۰۵	<۰/۰۰۵	۰/۰۵	باقی مانده
٪٦/۱٦Al	٦/۱٦	۳/۲۵	۱/۲۵	۰/۰۷	۰/۱۰	<۰/۰۰۵	<۰/۰۰۵	۰/۰٦	باقی مانده

عملیات آستنیته کردن در دماها و زمان‌های نگه داری متفاوتی صورت گرفت و قبل و بعد از عملیات حرارتی آزمایش‌های متالوگرافی، سختی سنجی و دیلاتومتری انجام شد. برای تکمیل آزمایشات از دستگاه دیلاتومتری Diatronic III با سرعت بالا و در شرایط خلأ و خنک کردن سریع با گاز خنثی بهره گرفته شد. سرد کردن تا دمای مورد نظر توسط جریان گاز هلیم با فشار زیاد با سرعت سرد کردن ۲۵°C/sec بر روی نمونه‌های استوانه‌ای توخالی با طول mm ۱۰، با قطر mm ۳ و حفره داخلی ۱/۵mm که سرد کردن سریع را امکان پذیر می‌سازد، انجام گرفت. درهمین ارتباط چرخه‌های عملیات حرارتی متنوعی طراحی و اعمال گردید تا دگرگونی‌های فازی در آلیاژها تعیین شود [15].

تعیین ریزساختار توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی روبشی (SEM) انجام شد.

Archive of SID

www.SID.ir

میکروسکوپ‌های نوری از نوع Nikon و Reichert-Jung بوده و برای میکروسکوپی الکترونی روبشی از یک میکروسکوپ Cambridge Series 3 SEM در اتصال با سیستم EDX و یک میکروسکوپ Cambridge Series 4 SEM استفاده شد. برای تحلیل ریزساختار فاصله ۲۴-۲۰ میلی متر اختیار گردید. ولتاژ شتاب دهنده ۲۰kV بود.

یافته‌ها

حضور عناصری همانند سیلیسیم و آلومینیوم در آلیاژهای چدنی موجب گرافیت‌زایی می‌شود. نمایش اثر این عناصر در دیاگرام آهن و کربن به وسیله مقاطعی از سیستم آلیاژی Fe-C-Si-Al و به کمک بسته‌های نرم افزاری شبیه ساز مربوطه قابل نمایش هستند. تأثیر افزایش آلومینیوم موجود روی نمودار جزئی Fe-C-Al-Si در شکل‌های (۱ تا ٦) نشان داده شده است. در هر نمودار Al و Si ثابت فرض شده و کربن موجود از صفر تا ۷ درصد تغییر کرده است. دیاگرام‌های فازی برای ۰/۰۱Al٪، ۰/٤۸Al٪، ۱/۷۱Al٪، ۳/۱۰Al٪، ٤/۸۸Al٪ و ٦/۱٦Al٪ ترسیم شده‌اند. میزان سیلیسیم در تمامی حالات ۱/۱۸٪ می‌باشد. این دیاگرام‌ها مشابه نمودار فازی آهن-کربن بوده و فازهای فریت، آستنیت، گرافیت و مذاب در سیستم حضور دارند. مرزهای فازی بیان گر محلی می‌باشد که دو فاز در تعادل با یکدیگر هستند.

همچنین در ارتباط با مقایسه نتایج محاسباتی با موارد تجربی، آلیاژهایی از جنس چدن و با ترکیب شیمیایی تقریباً مشابه تهیه و مجموعه ای از بررسی‌های ریز ساختاری، سختی سنجی و دیلاتومتری روی آنها انجام گرفت [15].

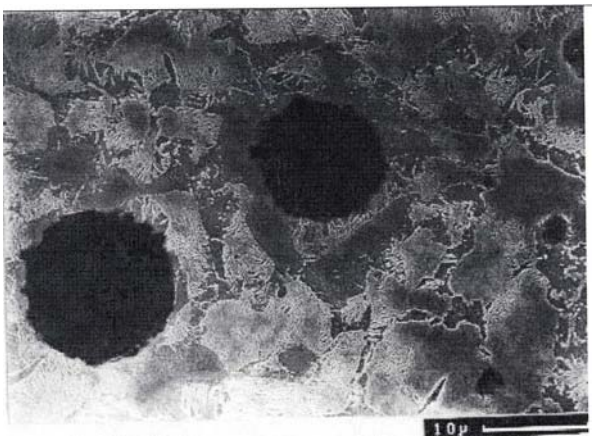
ریزساختار چدن حاوی ۰/٤۸Al٪ درحالت ریختگی متشکل از گرافیت‌های کروی در زمینه‌ای فریتی – پرلیتی می‌باشد. این نوع از چدن به مدت ۹۰ دقیقه در دمای ۹۲۰°C آستنیته شده و سپس در آب کوئنچ شده است. این نوع عملیات حرارتی نشان‌دهنده تغییر جدی در ریزساختار است. زمینهٔ چدن به طور کامل مارتنزیتی شده و گواه خوبی بر وجود ناحیه آستنیتی در نمودار فازی تعادلی آن است که با نمودارهای محاسباتی تطابق خوبی را نشان می‌دهد [15,17].

شکل (۷) نشان دهنده ریزساختار چدن حاوی ٤/۸۸Al٪ درحالت ریختگی است. در این ساختار گرافیت‌های کروی در زمینه‌ای فریتی – پرلیتی مشاهده می شوند. نمونه‌های متعددی از این آلیاژها انتخاب و عملیات حرارتی متنوعی بر روی آن‌ها انجام گردید. در همین ارتباط ریزساختار چدن حاوی ٤/۸۸Al٪ که در دمای ۹۲۰°C به مدت ۹۰ دقیقه آستنیته شده و سپس در ۳۵۰°C به مدت ۱۰۰ دقیقه آستمپر گردیده و نهایتاً تا دمای اطاق سرد شده‌اند، در شکل(۸) نمایش داده شده است. ساختار نهایی متشکل از فازهای گرافیت کروی، فریت بینیتی و آستنیت باقیمانده می‌باشد. زمینه بینیتی نشان دهنده پاسخ مناسب نمونه‌های چدنی به این گونه عملیات حرارتی است.

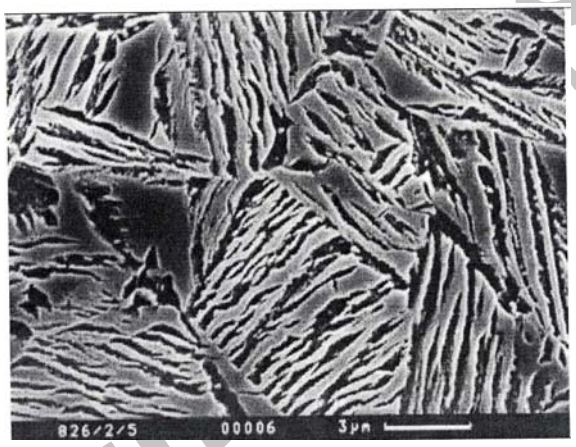
نمونه دیگری از این خانواده آلیاژی چدن‌های نشکن حاوی ٦/۱٦Al٪ می‌باشد. در ریزساختار این نوع از چدن گرافیت‌های کروی در زمینه ای از فازهای با درصد بالایی از آلومینیوم مشاهده می‌شود. با انجام عملیات حرارتی بعدی که در شرایطی مشابه با آلیاژ حاوی ۰/٤۸Al٪ انجام شده است، تغییر محسوسی در ریزساختار ایجاد نشده و این نوع آلیاژ به چنین فرآیندهایی پاسخ نمی‌دهد، (شکل ۹). دلیل این موضوع عدم وجود ناحیه آستنیت در دیاگرام فازی تعادلی است که نمودارهای محاسباتی نیز چنین پدیده‌ای را پیش بینی می‌کنند، (شکل ٦).

Archive of SID

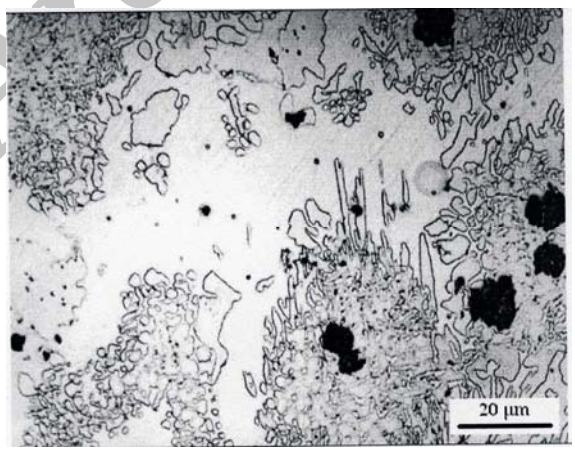
www.SID.ir



شکل ۷ ریزساختار SEM چدن نشکن حاوی Al ٤/٨٨ ٪ در حالت ریختگی.
ریزساختار شامل کره های گرافیت در زمینه‌ای فریتی- پرلیتی می باشد (محلول اچ: نایتال ۲٪)



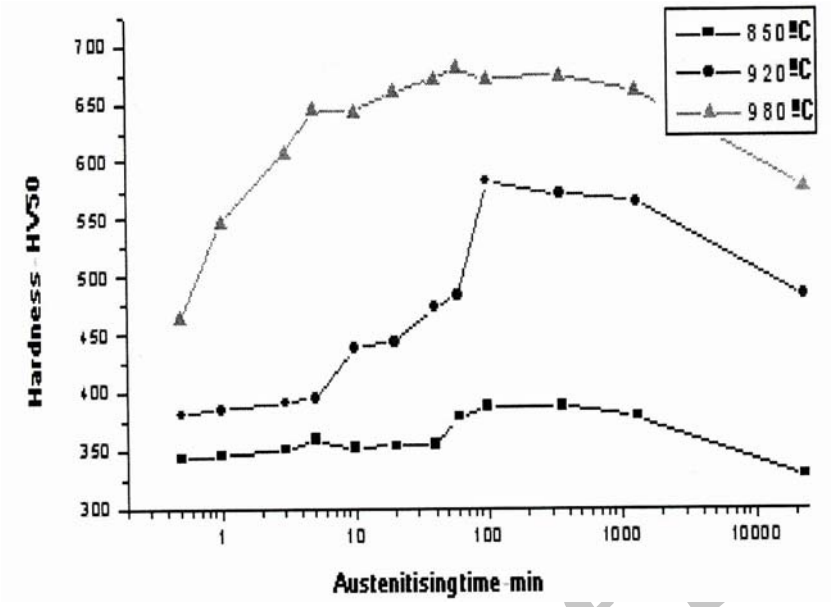
شکل ۸ ریزساختارSEM چدن حاوی Al٤/٨٨٪ که در دمای $920\ ^oC$ به مدت ۹۰ دقیقه آستنیته و سپس در $350\ ^oC$ به مدت ۱۰۰ دقیقه آستمپر گردیده است. زمینه متشکل از لایه های فریت بینیتی و آستنیت باقیمانده پر کربن می باشد (محلول اچ: نایتال ۲٪)



شکل ۹ ریزساختارLM چدن حاوی Al٦/١٦٪ که در دمای $920\ ^oC$ به مدت ۹۰ دقیقه آستنیته و سپس در آب کوئنچ گردیده است. تغییر محسوسی به واسطه عملیات حرارتی در مقایسه با نمونه ریختگی مشاهده نمی‌شود (محلول اچ: نایتال ۲٪).

Archive of SID

www.SID.ir



شکل ۱۰ تغییرات سختی بر حسب زمان آستنیته کردن آلیاژ حاوی ٤/٨٨Al٪ برای دماهای متفاوت آستنیته کردن.

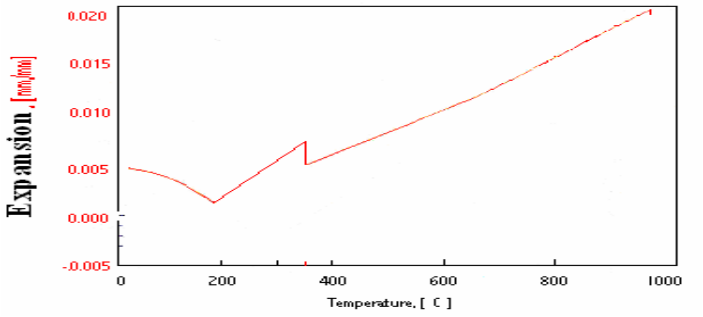
در پایان به عنوان نمونه تغییرات سختی آلیاژ حاوی ٤/٨٨Al٪ که در دماها و زمان‌های مختلف آستنیته شده، در شکل (۱۰) نشان داده شده است. منحنی تغییرات ابعاد به دست آمده به روش دیلاتومتری آلیاژ ٤/٨٨Al٪ در مقایسه با تعداد دیگری از این خانواده آلیاژی در شکل (۱۱) نمایش داده شده است. هم چنین در مقاله ای دیگر استفاده از عملیات حرارتی آستنیته کردن که نشان دهنده افزایش قابل ملاحظه یکنواختی و کاهش جدایش میکروسکوپی عناصر مهم موجود در آلیاژها همانند آلومینیوم و سیلیسیوم می‌باشد، گزارش شده است [17].

بحث

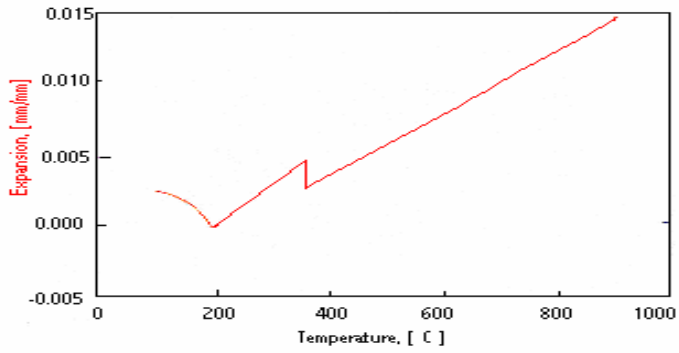
با توجه به شکل‌های (۱ تا ٦) ملاحظه می گردد که حضور عنصر آلومینیوم می‌تواند باعث بروز تغییراتی در دامنهٔ پایداری فازهای موجود در دیاگرام تعادلی گردد. ازجمله نواحی بسیار مهم در این دیاگرام که از اهمیت زیادی به ویژه در فرآیند عملیات حرارتی آلیاژهای آهنی برخوردار است، ناحیه آستنیت (γ) می‌باشد. این شکل‌ها بیانگر این واقعیت می باشند که افزایش آلومینیوم می تواند وسعت ناحیه یاد شده را کاهش دهد که در نتیجه فرآیندهای عملیات حرارتی و ریز ساختار نهایی آلیاژ را به شدت تحت تأثیر قرار می‌گیرند. نمودارهای رسم شده توسط نرم افزارهای مربوطه نشان می دهند که در آلیاژهای با ترکیب Al ٤/٨٨٪ یا بیشتر، ناحیه آستنیت کاملاً از بین رفته درصورتی که مطالعات ریزساختاری، سختی سنجی و دیلاتومتری نشان دهنده تغییرات جدی در ساختار این آلیاژها بعد از فرآیند عملیات حرارتی مربوطه می باشد (شکل‌های ۷ و ۸). از این رو، می‌توان نتیجه گرفت که به کار گرفتن چنین نرم افزارهایی با وجود همهٔ قابلیت‌هایی که دارند، نیازمند توجه بیشتری بوده و باید با مشابه‌سازی شرایط عملی، چگونگی کاربرد آن‌ها در شرایط غیر تعادلی مشخص گردد [15].

Archive of SID

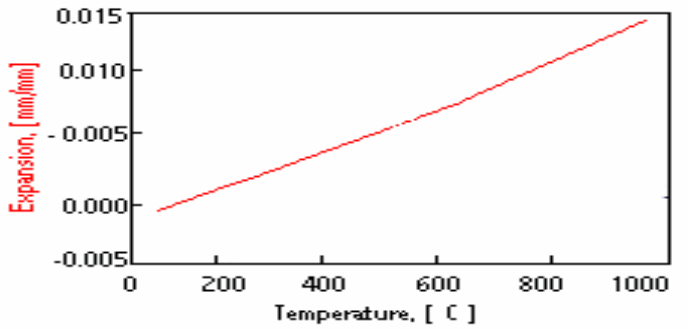
www.SID.ir



(الف)



(ب)



(ج)

شکل ۱۱ منحنی های تغییرات انبساط بر حسب درجه حرارت از فرآیند عملیات حرارتی (دیلاتومتری) استفاده شده برای چدن های نشکن حاوی آلومینیوم، آستنیته شده در $920^{o}C$ به مدت ۱۰ دقیقه و آستمپر شده در $350^{o}C$ بعد از ۱۰۰ دقیقه که سپس تا دمای محیط سرد شده است. الف) Al ۰/٤۸٪، ب) Al٤/۸۸٪ و ج) Al ٦/۱٦٪

در ارتباط با آلیاژهای با درصدهای بالاتری از Al، نمودارهای محاسباتی و آزمایش‌های انجام شده توافق بسیار خوبی را نشان می‌دهند. آستنیته کردن این آلیاژها حتی در زمان‌های بسیار طولانی و در دماهای بسیار متفاوت امکان پذیر نیست که می‌تواند بیانگر عدم وجود ناحیه γ در این گونه نمودارهای فازی باشد. تغییر موقعیت خطوط حد فاصل مابین نواحی مختلف فازی با افزایش درصد آلومینیوم می تواند از اهمیت ویژه‌ای برخوردار باشد. حضور عنصری همانند Al باعث تغییرات محسوسی در پتانسیل شیمیایی عناصر و

www.SID.ir

قابلیت نفوذ آن‌ها گردیده و با تغییر حد حلالیت و شرایط تعادلی، پایداری فازها را تحت تأثیر قرار می‌دهد. ساختار نهایی هر قطعه ریختگی متأثر از حضور کلیه عناصر موجود در آن آلیاژ می باشد. در همین ارتباط توجه به ریز ساختار آلیاژهای تهیه شده در تبیین اثر آلومینیوم می تواند بسیار مفید باشد. شکل (۷) نمایش دهنده ریز ساختار آلیاژ Al ٤/٨٨٪ در حالت ریختگی است که متشکل از گرافیت‌های کروی در زمینه فریتی – پرلیتی است. با انجام عملیات حرارتی آستنیته کردن و آستمپر کردن در ساختار زمینه تغییر جدی ایجاد شده و پس از چنین فرآیندی، زمینه متشکل از فریت بینیتی و آستنیت باقیمانده پرکربن می‌باشد، (شکل ۷). ساختار کاملاً بینیتی در فرآیند عملیات حرارتی آستنیته کردن و آستمپرکردن بیانگر وجود ناحیه γ در دیاگرام‌های فازی است ولی متأسفانه بسته‌های نرم افزاری طراحی شده در نمایش صحیح این نواحی محدودیت دارند. از دیگر نواقص آن‌ها کمبود اطلاعات مربوط به پایگاه داده‌هاست. به عنوان مثال در چنین نرم افزارهایی کمبود سیستم فازی Al-C و آلیاژهای دوتایی مربوط کاملاً مشهود است و در نتیجه الزام به انتخاب گزینه‌های دیگر در ارتباط با رسم سیستم Fe-C-Si-Al چنین انحرافی را باعث می‌شود.

وجود تغییرات سختی برحسب زمان آستنیته کردن در آلیاژهای مختلف نیز مؤید این مطلب است که استحاله زمینه فریتی ـ پرلیتی این نوع چدن در محدوده دمایی در نظر گرفته شده ممکن بوده و افزایش سختی در زمان‌های طولانی‌تر به معنی درصد بالاتر فاز مارتنزیت، پس از کوئنچ کردن نمونه‌ها تا دمای اطاق می‌باشد. کاهش مختصر سختی در زمان‌های طولانی‌تر ناشی از رشد دانه‌های آستنیت می‌باشد، (شکل ۱۰). افزون بر این، منحنی‌های رسم شده توسط روش دیلاتومتری و به ویژه برای آلیاژ حاوی Al ٤/٨٨٪ نیز نشان دهنده انحراف از خط مستقیم در دمای استحاله آستنیت به سایر فازها در مرحله کاهش دما می باشد. (شکل ۱۱– ب) گواه خوبی بر وجود ناحیه آستنیت در چنین آلیاژی است.

نتیجه گیری

۱ – نمودارهای تعادلی سیستم Fe-C-Al-Si رسم شده در این تحقیق نشان می دهند که افزایش درصد آلومینیوم باعث تحولاتی در محدوده و دامنه فازهای متفاوت موجود می‌گردد.

۲ – با افزایش درصد آلومینیوم از ۰/۰۱ تا ٦/١٦ درصد، ناحیه آستنیت در نمودارهای تعادلی فازی کاهشی تدریجی نشان داده و در مقادیر حدود Al ٤/٨٨٪ و بالاتر این ناحیه به طور کامل حذف گردیده است.

۳ – نتایج حاصل از مشاهدات میکروسکوپی، سختی سنجی و دیلاتومتری تأییدی بر صحت این نمودارها درآلیاژهای حاوی مقادیر کم و بالای آلومینیوم است ولی در مقادیر متوسط آلومینیوم اختلاف محسوسی مشاهده می‌شود که می تواند ناشی از شرایط غیر تعادلی انجماد، بررسی مقاطع ایزوپلس بدون در نظر گرفتن ترکیب شیمیایی واقعی، چگونگی استحاله و یا، فقدان بعضی از اطلاعات در نرم‌افزارهای موجود برای ترسیم این گونه نمودارها باشد. در همین ارتباط به منظور انطباق بهتر نتایج با اطلاعات موجود، توجه به نحوهٔ رسم نمودارها الزامی است.

قدردانی

انجام این پژوهش با حمایت مالی وزارت علوم، تحقیقات و فن آوری میسر گردید. از دکتر اندی واتسون، عضو هیات علمی دانشگاه لیدز انگلستان و از مسئولان SGTE، به خاطر کمک‌های ارزشمند در ترسیم نمودارهای فازی و از دکتر فاتح فاضلی، عضو هیأت علمی دانشگاه فردوسی مشهد به خاطر ارائه نظرهای اصلاحی تشکر می‌گردد.

Archive of SID

www.SID.ir

مراجع

1. Kotzin E., ″Metal Casters Reference and Guide″, USA, AFS, Aug. (1972).

2. Angus H.T., ″Cast iron, Physical and Engineering Properties″, London, Butterworths & Co (Publishers) Ltd., (1978).

3. Elliott R., ″Cast Iron Technology″, London, Butterworths & Co. (Publishers) Ltd., (1988).

4. Dinsdale A.T., ″CALPHAD, SGTE Data for Pure Elements″, 15, 4, pp. 317-425 (1991).

5. Eriksson G., and Hack K., ″ChemSage – A Computer Program for the Calculation of Complex Chemical Equiliria″, Metallurgical Trans. B, V.21B, pp. 1013-1023 (1990).

6. National Physical Laboratory (NPL), Teddington, Middlesex, UK, TW11 OLW, Reproduced by permission of the controller of HMSO, (1999).
http://www.npl.co.uk/npl/cmmt/mtdata/mtdata.htm

7. Sundman B.O., ″Thermo-Cal System, Software Description Form″, Department of material science and engineering, Stockholm, Sweden, Jan (1996).

8. Kandiner H.J., and Brinkley S.R., ″Calculation of Complex Equilibrium Problem, Ind. Eng. Chem.″, Vol.2 , No.5, pp. 850-855 (1950).

9. Gleb-Belov V., ″Thermodynamic Modeling and Thermodynamic Computer Science″, Glushko Thermocenter, IHED IVTAN Association of Russian Academy of Sciences (2003).

10. Hack K., ″Thermodynamics at work″, Institute of Metals, London (1996).

11. Pearce J.G., and Bromage K., ″Copper in Cast Iron″, London, Hutchinson & Co. (Publishers) Ltd. (1965).

12. Walson R.P., ″Aluminium Alloyed Cast Iron Properties Used in Design″, AFS, Transactions 85, pp.51-58 (1997).

13. Stefanescu D.M., and Martinez F., ″Compacted/Vermicular Graphite Cast Irons in the Fe-C-Al System″, AFS. Transactions, 39, pp. 39-46 (1982).

14. Smickley R.J., and Rundman K.B., ″The Effect of Aluminium on the Structure and Properties of Grey Cast Iron″, AFS Transactions 89, pp. 205-214 (1981).

15. Kiani-Rashid A.R., ″The Influence of Aluminium and Heat Treatment Conditions on Austempered Ductile Irons″, Ph.D., Thesis, University of Leeds, U.K. (2000).

16. Kiani-Rashid A.R., and Edmonds D.V., "Oxidation Behaviour of Al-Alloyed Ductile Irons at Elevated Temperature", ECASIA,03, Estrel Convention Center, Berlin Germany, pp. 319, 5-10 October (2003).

۱۷. علیرضا کیانی رشید و محمدعلی گلعذار، ″الگوی جدایش میکروسکوپی آلومینیوم و سیلیسیم در ریزساختار زمینه چدن‌ها با گرافیت کروی″، استقلال، نشریه مهندسی دانشگاه صنعتی اصفهان، سال ۲۲، شماره ۲، ص ۱۷۷– ۱۸۸ ، اسفند (۱۳۸۲).

Archive of SID

www.SID.ir