

پیام فولاد

فصلنامه علمی - خبری / انجمن آهن و فولاد ایران / زمستان ۸۹ / شماره ۴۱



پیام فولاد مطالب علمی - خبری در زمینه آهن و فولاد یا زمینه‌های مرتبط را منتشر می‌کند. چاپ مطالب به منزله تأیید دیدگاه پدیدآورندگان آن نیست، نقل و اقتباس از مطالب پیام فولاد با ذکر مأخذ آن بلامانع است. دستورالعمل تهیه مقالات جهت درج در پیام فولاد در صفحات آخر ارائه شده است. طراحی کلیه جداول و تصاویر بر عهده صاحب مقاله می‌باشد. مقاله‌های پذیرفته شده پس از ویرایش منتشر می‌شود.



- صاحب امتیاز: انجمن آهن و فولاد ایران
- مدیر مسئول و سردبیر: دکتر حسین ادريس
- هیأت تحریریه:

دکتر حسین ادريس (دانشیار دانشگاه صنعتی اصفهان)
دکتر بهروز ارباب شیرانی (استادیار دانشگاه صنعتی اصفهان)
مهندس محمد حسن جولازاده (شرکت آژینه گستر اسپادانا)
دکتر کیوان رئیسی (دانشیار دانشگاه صنعتی اصفهان)
دکتر احمد ساعتچی (استاد دانشگاه صنعتی اصفهان)
دکتر علی شفیعی (دانشیار دانشگاه صنعتی اصفهان)
دکتر مرتضی شمعیان (دانشیار دانشگاه صنعتی اصفهان)
دکتر عباس نجفی زاده (استاد دانشگاه صنعتی اصفهان)

- امور اجرایی: محسن فتحی
- بخش اینترنت: مهندس یوسف مظاهری
- مدیر روابط عمومی: فریدون واعظ زاده
- طراحی جلد و صفحه آرایی: نفیسه اورک شیرانی
- ناشر: آهن و فولاد
- چاپ: گلبن
- شمارگان: ۳۰۰۰ نسخه
- بهاء: ۲۰۰۰۰ ریال

نشانی: اصفهان، بلوار دانشگاه صنعتی اصفهان، شهرک علمی و تحقیقاتی اصفهان، پارک علم و فناوری شیخ بهایی، انجمن آهن و فولاد ایران

کدپستی: ۸۳۱۱۱-۸۴۱۵۶، دفتر نشریه پیام فولاد
تلفن: ۰۳۱۱-۳۹۳۲۱۲۱-۲۴ تلفکس: ۰۳۱۱-۳۹۳۲۱۲۴

E-mail: info@issiran.com
www.issiran.com

۳	سر مقاله
		مقاله:
۴	اصلاح موثر آخال‌های اسپینل توسط عملیات افزودن کلسیم در فولاد LCAK
		ترجمه: محمدحسین نشاطی
۲۲	چقرمگی ضربه و ریز ساختار کامپوزیت چدن تقویت شده با سیم فولادی پیوسته
		ترجمه: علیرضا کیانی رشید، معصومه کاظمی مقدم بیدختی
		بهبود سیستم‌های پیش گرم کردن پاتیل:
۳۵	کاهش هزینه‌های عملیاتی و مزایای اضافی از بهینه‌سازی چرخه ذوب تا ذوب کوره قوسی الکتریک
		ترجمه: اصغر معماری
۴۱	افزودن نیوبوم به فولادهای زنگ نزن مقاوم به حرارت HP
		ترجمه: علی رضا تحویلیان
۵۱	فراخوان "گزارش مطالعات موردی"
۵۲	انجمن آهن و فولاد ایران و یک دهه حضور و تلاش
۵۶	اخبار انجمن آهن و فولاد ایران
۵۸	اخبار اعضا، حقوقی انجمن آهن و فولاد ایران
۶۱	اخبار از سایت‌های بین‌المللی
۶۳	تازه های تکنولوژی
۶۴	عناوین مقالات مندرج در مجلات بین‌المللی آهن و فولاد
		– مجله: Ironmaking & Steelmaking, Vol. 37 (2010), No. 8
۶۵	ترجمه دو چکیده مقاله از مجله:
		– مجله: Ironmaking & Steelmaking, Vol. 37 (2010), No. 8
۶۶	معرفی کتاب
۶۸	معرفی نرم افزار
۶۹	سمینارهای بین‌المللی در زمینه مواد و متالورژی
۷۰	سمینارهای داخلی
۷۱	سایت‌های اطلاع‌رسانی آهن و فولاد در شبکه اینترنت
۷۲	پروژه‌های دکتری و کارشناسی ارشد مربوط به صنعت فولاد
۷۷	برگزاری دوره‌های آموزشی انجمن آهن و فولاد ایران
۸۱	انتشارات آهن و فولاد
۸۲	راهنمای اشتراک فصلنامه پیام فولاد
۸۳	فراخوان مقاله برای مجله بین‌المللی انجمن آهن و فولاد ایران
۸۴	دستورالعمل تهیه مقالات به زبان انگلیسی جهت مجله بین‌المللی علمی- پژوهشی انجمن آهن و فولاد ایران
۸۶	تعرفه آگهی در فصلنامه پیام فولاد
۸۷	فرم درخواست عضویت حقیقی و حقوقی در انجمن آهن و فولاد ایران
۸۸	دستورالعمل تهیه مقاله برای فصلنامه پیام فولاد



با توجه به برگزاری سمپوزیوم فولاد ۸۹ در زمان حال و موضوع تولید فولاد با کیفیت برتر در این سمپوزیوم، در شماره کنونی به موضوع فولاد تمیز از نقطه نظر اصلاح آنها توجه گردیده و در این رابطه نحوه تغییر ترکیب گونه‌ای از آخال‌ها بیان شده که باعث بهبود عملیات فولاد سازی می‌گردد. همچنین مطالب دیگر در رابطه با ریخته‌گری مداوم فولاد آورده شده است. در ضمن باید یادآوری شود که با توجه به افزایش بهای حامل‌های انرژی در زمینه تولید فولاد باید یک بازنگری بنیانی انجام گیرد، بدین لحاظ که صنایع فولاد از جمله صنایع با مصرف نسبتاً بالای انرژی می‌باشد و در این راستا یک نگاه عمیق به تولید فولادهای با ارزش افزوده بیشتر باید مد نظر قرار گیرد. شاید یکی از روش‌های کمک به این صنایع گام گذاردن در این راستا باشد. البته این روش علاوه بر توجه به بقیه جوانب از جمله استفاده از روش‌های کاهش انرژی مصرفی است که به نظر می‌رسد این مهم استفاده از مسیر خصوصی سازی در این صنایع را اجباری می‌کند. در پایان مثل همیشه از شما همکاران و همراهان درخواست می‌شود نوشته‌ها و مطالب خود را جهت ارائه به صنایع فولاد همچون گذشته جهت این نشریه ارسال نمایید.

دکتر حسین ادريس

مدیرمسئول و سردبیر فصلنامه پیام فولاد



اصلاح موثر آخال‌های اسپینل توسط عملیات افزودن کلسیم در فولاد LCAK

ترجمه: مهندس محمدحسین نشاطی

شرکت فولاد آلیاژی ایران

آلومینای خالص کم اثرتر خواهد بود و موضوع جلوگیری یا توقف تشکیل آخال‌های اسپینلی بایستی پیگیری شود [۱۵]. در واقع این روش عمل تعدادی از کارخانه‌های تولیدکننده فولاد IF از طریق مسیر گاززدای RH است، که سرباره پاتیل اکسیدکننده نسبتاً خوب ($6\%FeO >$) را برای جلوگیری از تشکیل اسپینل‌ها هدف گذاری می‌کنند. عملیات دیگر افزودن هرچه ممکن دیرتر آلومینیم به ذوب برای به حداقل رساندن تشکیل اسپینل است [۱]. اما، کارهای تحقیقاتی جدیدتر نشان می‌دهند که تحت شرایط خیلی حیاتی (فولاد و سرباره)، مقداری اصلاح اسپینل توسط عملیات افزودن کلسیم امکان پذیر است، و حتی پذیرفته شده است که اصلاح آخال‌های اسپینلی توسط عملیات افزودن کلسیم آسان‌تر از آخال‌های آلومینا خواهد بود [۸-۶ و ۳]. تحقیق منتشر شده در این مقاله با این یافته‌ها سازگار است و نشان می‌دهد که اصلاح کامل آخال‌های اسپینلی توسط کلسیم امکان پذیر است. بعلاوه این کار نشان خواهد داد که اصلاح موثر اسپینل در واقع شامل دو مرحله است: (۱) اصلاح اسپینل‌ها با کلسیم و (۲) حفظ اصلاح شده آنها.

میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) با تحلیل گر خودکار برای ارزیابی آخال‌ها در نمونه‌های فلزی ذوب‌های زیادی مورد استفاده قرار گرفت. این نمونه‌ها از مراحل

مدت زیادی است که تاثیر منفی آخال‌های اسپینلی بر قابلیت ریخته‌گری و کیفیت محصول مورد توجه قرار گرفته است. نقل قول‌های زیر دیدگاه کلی در مورد آخال‌های اسپینلی را نشان می‌دهند:

- "کلمه کثیف. اسپینل‌ها!" [۱]
 - "اسپینل به عنوان یکی از مضرترین آخال‌های غیرفلزی در فولاد شناخته شده است." [۲]
 - "به نظر می‌رسد گرفتگی نازل خسارت بار فولادهای کلسیم زده شده به وجود اسپینل مرتبط باشد." [۳]
 - "اسپینل، درست مثل آخال‌های آلومینائی، کیفیت نهایی محصولات فولادی را به دلیل داشتن نقطه ذوب بالا و وجود آنها بصورت آخال نوع C، که بصورت پلاستیکی تغییر شکل نمی‌دهد و بطور یکنواخت توزیع می‌شود بدتر می‌کند. همچنین باعث گرفتگی نازل گردیده، که موجب کاهش بهره‌وری و اثربخشی فرایند می‌شود." [۴]
- مقالات مروری توسط Larry Frank یک دید کلی عالی از تاثیر آخال‌های غیرفلزی بر قابلیت ریخته‌گری ارائه می‌دهند [۱]. آخال‌های اسپینلی به صورت خاصی مورد توجه قرار می‌گیرند چون از نظر گرفتگی نازل در ماشین ریخته‌گری پیوسته و کیفیت سطح محصول نهایی بسیار مضر هستند.

در حالی که در مطالب منتشره در مورد اینکه آخال‌های اسپینلی باعث گرفتگی نازل در ماشین ریخته‌گری پیوسته می‌شوند اجماع مطلق وجود دارد، اختلاف نظر در مورد امکان اصلاح آخال‌های اسپینلی به آخال‌های مایع توسط عملیات افزودن کلسیم است. برخی از مقالات نشان می‌دهند که اصلاح اسپینل‌ها توسط کلسیم نسبت به اصلاح

این متن ترجمه مقاله زیر است:

Eugene B. Pretorius, Helmut G. Oltmann, and Thomas Cash, Effective Modification of Spinel Inclusions by Ca Treatment in LCAK Steel, Iron & Steel Technology, July 2010.

مختلف ذوب، یعنی، پیش از عملیات افزودن کلسیم، بعد از افزودن کلسیم، در تاندیش، و از نوار ورق (strip) محصول نهائی برداشته شدند. نتایج گزارش شده در این مقاله نماینده صدها نمونه فلزی هستند، و اصلاح آخال‌ها سازگاری بین ذوب‌ها را نشان داد. این مقاله مکانیزم‌های تشکیل اسپینل در فولاد LCAK تولید شده از طریق مسیر EAF را مطرح کرده و اصلاح موثر آخال‌های اسپینلی جامد به آخال‌های مایع توسط عملیات افزودن کلسیم را نشان می‌دهد. جنبه‌های نظری و عملی اصلاح اسپینل مورد بحث قرار خواهد گرفت، و الزامات برای تغییر موثر آنها توضیح داده خواهد شد.

ارزیابی با SEM نمونه‌های فولادی

ارزیابی با SEM با استفاده از میکروسکوپ ASPEX Instruments PSEM II مجهز به آشکارساز طیف سنج پراکنش انرژی (EDS¹) عناصر سبک ساخت Noran انجام شد. آخال‌های منفرد بصورت دستی مورد ارزیابی قرار گرفتند، اما بخش عمده‌ای از نمونه‌ها با استفاده از گزینه آنالیز تصویر خودکار (AFA²) دستگاه ارزیابی شدند. در این حالت، مناطق از پیش تعیین شده اسکن شدند و هر آخال بزرگتر از $1.5\mu m$ آشکارسازی و محاسبه شد. محل هر آخال، اندازه، مساحت، ترکیب، و طبقه بندی آن در یک فایل ثبت شد، که بعداً می‌تواند به نرم افزار اکسل منتقل شود. عناصر مورد پایش در طی آنالیز با SEM عبارت بودند از: منیزیم، آلومینیم، سیلیسیم، گوگرد، کلسیم، تیتانیم و منگنز. ترکیب شیمیائی هر آخال بر اساس اندازه گیری نسبت $K\alpha$ نرمال شده این عناصر تعیین شد. هر آخال بر اساس ترکیب آن و قواعد شیمی از پیش تعریف شده دسته بندی شد. جدول ۱ مثالی از ترکیب شیمیائی نمونه‌وار آخال و دسته بندی مربوطه را نشان می‌دهد. در حال حاضر، از بیش از ۳۰ قاعده دسته بندی آخال استفاده می‌شود.

مساحت 5×10 میلی متر که شامل 128 حیطه اسکن شده در هر نمونه در بزرگنمایی $250\times$ بود مورد آنالیز قرار گرفت. تعدادی از آزمایش‌ها در مساحت‌های بزرگتر و کوچکتر انجام شدند، اما مشخص شد که مساحت 5×10 میلی متر بهترین موازنه است بین سرعت آنالیز و اینکه هنوز هم آخال مشخص شده نماینده آخال‌های فولاد باشد. به منظور بررسی تکثیرپذیری (producibility) آنالیز SEM نمونه‌های متعدد تاندیش به فاصله ۵ دقیقه از هم در بخش دوم از شروع ذوب برداشته شدند. نتایج بررسی تصدیق در جدول ۲ نشان داده شده اند، که میانگین وزنی ترکیب بر اساس اندازه آخال‌ها می‌باشند.

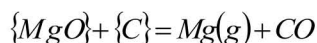
نتایج نمونه وار آخال با استفاده از آنالیز تصویر اتوماتیک را بصورت جدول می‌توان ارائه کرد، همانطور که در جدول ۲ نشان داده شده است. اما، راه جذاب‌تر ارائه تصویری نتایج آخال بصورت نمودارهای ترکیب سه تایی است، که در آن سه عنصر یا بیشتر انتخاب شده و ترکیب شیمیائی آخال‌ها بر اساس عناصر انتخابی نرمال شده و در نمودار سه تایی رسم می‌گردند. نمودار سه تایی شکل ۱ برای عناصر Al، Mg، Ca استفاده شده و ترکیب شیمیائی آخال‌ها را درست بعد از اینکه ذوب با Al آرام شد (killed) را ترسیم می‌کند. همانطور که انتظار می‌رود، بیشتر آخال‌ها نزدیک به گوشه Al قرار می‌گیرند. نمودار سه تایی در شکل ۲ از عناصر مشابه استفاده می‌کند اما آخال‌ها را در پایان گوگردزدائی نشان می‌دهد، که حال آخال‌ها اکثراً شامل اسپینل‌ها هستند. همچنین ترسیم نمودار آخال‌ها با استفاده از عناصر Al، Ca، S، بخصوص برای ذوب‌هائی که مورد فراوری بیش از حد با کلسیم شده باشند یا در جایی که کلسیم در میزان بالائی از گوگرد اضافه شده باشد بسیار مفید است. در شکل ۳ (نمودار Al، Mg، Ca)، آخال‌ها بصورت آلومینات‌های کلسیم بسیار غنی از کلسیم به نظر می‌رسند، اما در شکل ۴ (نمودار Al، Ca، S) واضح است که بخش بزرگی از آخال‌ها در واقع CaS هستند. شکل‌های ۳ و ۴ نمودارهای سه عنصری نمونه T4 در جدول ۲ هستند.

در حالی که نمودارهای سه عنصری در شکل‌های ۱ تا ۴

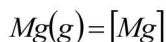
¹ Energy-Dispersive Spectrometer

² Automated Feature Analysis

(معادله ۲)



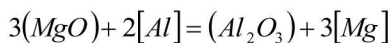
(معادله ۳)



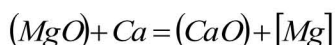
در حالی که تمام این مکانیزم‌ها امکان پذیر است، در این مقاله پیشنهاد می‌شود که مکانیزم اصلی تشکیل اسپینل از طریق واکنش متقابل سرباره/فلز می‌باشد. یافته‌های مشابه در سایر تحقیقات [۳۸-۶، ۱۳] گزارش شده است. در تولید فولاد کم کربن آرام شده با Al (LCAK) از مسیر EAF، فولاد با میزان قابل توجهی از گوگرد (معمولا $S > 0.025\%$) از کوره تخلیه می‌شود. الزام گوگرد نهائی برای ریخته‌گری فولاد LCAK در ماشین ریخته‌گری پیوسته CSP معمولا $S < 0.008\%$ است، بطوری که گوگردزدائی گسترده در ایستگاه پاتیل مورد نیاز است. برای گوگردزدائی موثر، سرباره پاتیل با CaC_2 و مواد اکسیژن زدا با پایه Al تا رسیدن به سرباره براق (روشن) تا سفید رنگ سرباره اکسیژن زدائی می‌شود. مقدار $MnO + FeO\%$ در سرباره معمولا کمتر از 0.7% است. اعتقاد بر این است که مخلوط کردن شدید فولاد کم اکسیژن (اکسیژن کمتر از $6 ppm$) با سرباره بازی که به خوبی اکسیژن زدائی شده مکانیزم اصلی تشکیل آخال‌های اسپینلی در فولاد است.

واکنش سرباره با Al و CaC_2 اضافه شده برای اکسیژن زدائی سرباره را بصورت زیر می‌توان نوشت:

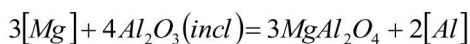
(معادله ۴)



(معادله ۵)



(معادله ۶)



این واکنش‌ها نشان می‌دهند که Mg در محلول برای تشکیل اسپینل‌ها ضروری است و نیاز به شرایط احیائی قوی

از نظر تصویری بسیار آموزنده هستند، اما آنها همیشه کل داستان را بیان نمی‌کنند. هر نقطه در نمودار سه عنصری نشان دهنده یک آخال بوده و ارائه کننده ارزش برابر بدون در نظر گرفتن اندازه است. ارزیابی کامل تر آخال‌ها بایستی اندازه و مساحت آخال‌ها را نیز به حساب آورد، و این کار با "نمودارهای مساحت" (area charts) انجام می‌گیرد. شکل ۵ نمودار مساحت آخال‌های نمونه T4 در جدول ۲ می‌باشد.

نمودارهای سه عنصری و نمودارهای مساحت، هنگامی که ترکیب می‌شوند، برای نشان دادن اینکه چرا یک ذوب در ماشین ریخته‌گری پیوسته دچار گرفتگی نازل می‌شود ابزار گرافیکی عالی هستند. شکل‌های ۶ و ۷ نمودار سه عنصری و نمودار مساحت را برای نمونه تاندیش از ذوبی که در ماشین ریخته‌گری پیوسته دچار انسداد نازل شده نشان می‌دهند.

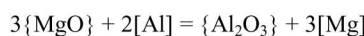
مکانیزم‌های تشکیل اسپینل در فولاد مذاب

در پژوهش‌های قبلی، پذیرفته شده است که اسپینل‌ها از واکنش متقابل بین فولاد کم اکسیژن و مواد نسوز حاوی MgO [۹-۱۱]، قوس زدن روی سرباره در کوره پاتیلی [۱۲]، و نیز از آلیاژهای حاوی Mg تشکیل می‌شوند. مقادیر نمونه Mg در مواد حاوی Al عبارتند از:

- مخروط‌های Al: $0.01 - 0.8\% Mg$ (cones)
- سیم Al: $< 0.01\% Mg$ (wire)
- Al برش خورده (shred): $0.26 - 0.8\% Mg$
- بریکت Al اکسیژن زدائی: $0.8 - 1.8\% Mg$

واکنش Al اکسیژن زدائی و کربن در مواد نسوز و Al در فولاد با MgO در مواد نسوز می‌تواند به واکنش‌های زیر منجر شود (علامت [] نشان دهنده محلول در فولاد، { } نشان دهنده در مواد نسوز، و () نشان دهنده محلول در سرباره):

(معادله ۱)

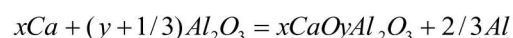


بیشتری از این مکانیزم که در این مطالعه تشکیل اسپینل از طریق واکنش متقابل سرباره/فلز است ارائه می‌دهد.

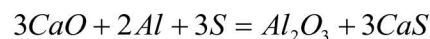
روابط فازی در سیستم $CaO - MgO - Al_2O_3$

اصلاح آخال‌های آلومینا (Al_2O_3) توسط عملیات افزودن کلسیم روش تثبیت شده‌ای است. آخال‌های جامد Al_2O_3 به آخال‌های آلومینات کلسیم مایع تبدیل می‌شوند هرگاه مقادیر کافی کلسیم اضافه شود. دو معادله اصلی عبارتند از:

(معادله ۷)



(معادله ۸)



کلسیم اضافه شده می‌تواند با Al_2O_3 برای تشکیل آلومینات کلسیم یا با S برای تشکیل CaS ، یا با هر دو واکنش کند. اصلاح آخال‌های Al_2O_3 با کلسیم بطور نمونه وار در نمودار فازی دوتائی $CaO - Al_2O_3$ نشان داده شده است. اما، از آنجا که آخال‌ها در این مطالعه شامل مقدار قابل توجهی MgO می‌باشند، سیستم $CaO - MgO - Al_2O_3$ معرف تر خواهد بود. شکل ۱۳ مقطع ایزوترمال (هم دم) $1600C$ سیستم $CaO - MgO - Al_2O_3$ را که با استفاده از نرم افزار FactSage (نسخه 5.4) تهیه شده نشان می‌دهد. این شکل اثر روان سازی (fluxing) قوی MgO بر مخلوط‌های $Al_2O_3 - CaO$ را نشان می‌دهد، که به موجب آن تمام مناطق مایع و مایع + جامد وقتی که MgO اضافه می‌شود خیلی گسترش می‌یابند [۳۰۸]. شکل ۱۳ همچنین نشان می‌دهد که مقداری حلالیت Al_2O_3 در اسپینل وجود دارد، بطوری که ترکیب اسپینل (خط $c - e$) از حدود $17\%MgO - 83\%Al_2O_3$ به $26\%MgO - 74\%Al_2O_3$ ($MgAl_2O_4$) تغییر می‌کند. خط مشخص شده با $a - b$ در شکل ۱۳ مسیر اصلاح آخال‌های خالص Al_2O_3 به منطقه تماما مایع را نشان می‌دهد. خط $c - d$ یک مسیر اصلاح بالقوه آخال‌های

و منبع برای Mg دارد. این واکنش‌ها در سرباره‌های بازی که به خوبی اکسیژن زدائی شده‌اند ترغیب می‌شوند، و جذب Mg با افزایش بازیته سرباره زیاد می‌شود. هنوز هم مقداری اختلاف در داده‌های ترمودینامیکی برای مقادیر تعادل حلالیت Mg و Al در فولاد مذاب تا اسپینل پایدار شود وجود دارد. برخی نشان می‌دهند که آخال‌های اسپینلی در مقادیر $Mg < 1ppm$ در فولاد نوعا حاوی $0.035\%Al$ تشکیل خواهند شد، در حالیکه برخی دیگر چند ppm از Mg در محلول پیش از اینکه اسپینل پایدار شود را نشان می‌دهند [۱۷-۱۳].

جدول ۳ تغییر در ترکیب شیمیائی فولاد را در یک ذوب نمونه وار که در LMF فراوری شده نشان می‌دهد (L1 برای آغاز ذوب و L5 درست پیش از عملیات افزودن کلسیم). نمونه L1 (نمونه بردار حاوی Al) نشان دهنده ذوب بدون اکسیژن زدائی از EAF است. برای سایر نمونه‌های درج شده در جدول، از نمونه بردارهای بدون اکسیژن زدا (بدون هیچ مقداری Al یا Zr) استفاده شد. نکته قابل توجه افزایش مقدار Si فولاد با گوگردزدائی فولاد است. هیچ مقداری Si به ذوب افزوده نشد، بطوری که جذب Si بازتابی از شرایط اکسیدی سرباره است زیرا SiO_2 در سرباره انتقالی EAF کاهش می‌یابد. سرباره معمولا با استفاده از CaC_2 و یا مواد حاوی Al اکسیژن زدائی می‌شود. شکل‌های ۱۱-۸ نمودارهای سه عنصری آخال‌های این نمونه‌ها هستند و تغییر از آخال‌های آلومینا درست پس از آرام کردن (اکسیژن زدائی) فولاد، به آخال‌های حاوی Mg را با گوگردزدائی فولاد با سرباره بازی اکسیژن زدائی شده نشان می‌دهند. جدول ۴ تغییر در ترکیب شیمیائی آخال را برای این چهار نمونه بصورتی که ذوب در LMF فراوری شده است نشان می‌دهد.

شکل ۱۲ ارتباط بین Si در فولاد و Mg در آخال‌ها را برای تعدادی از ذوب‌ها با مقادیر یکسان از سرباره انتقالی EAF نشان می‌دهد.

هرچه سرباره بیشتر اکسیژن زدائی شود، مقدار Si در فولاد بالاتر و در نتیجه Mg در آخال‌ها زیادت‌تر. این شکل حمایت

اسپینل خالص $MgAl_2O_4$ توسط Ca را نشان می‌دهد. قابل توجه در این نمودار این است که CaO 21% مورد نیاز خواهد بود پیش از اینکه آخال Al_2O_3 به آلومینات کلسیم مایع اصلاح شود یا اولین فاز مایع ظاهر شود. برعکس، هنگامی که CaO به اسپینل $c-d$ اضافه می‌گردد، بلافاصله فاز مایع تشکیل می‌شود. این موضوع بصورت گرافیکی در شکل ۱۴ نشان داده شده است. این نمودارها نشان می‌دهند که، از دیدگاه صرفاً روابط فازی پایه، اسپینل خالص ($MgAl_2O_4$) می‌تواند به آخال مایع، اما نه آخال کاملاً مایع اصلاح شود. علاوه بر این، واکنش CaO با اسپینل برای تشکیل فاز مایع در مقادیر کم CaO پیشنهاد می‌کند که ممکن است به دلیل انتقال سریع تریون از لایه مرزی مایع آخال‌های اسپینلی آسان‌تر از آخال‌های Al_2O_3 اصلاح شوند.

تعدادی از مطالعات نشان داده‌اند که اصلاح کامل تا ۱۰۰٪ آخال‌های مایع ممکن است برای قابلیت ریخته‌گری خوب لازم نباشد. قابلیت ریخته‌گری خوب می‌تواند حتی با بخشی از آخال‌ها که بصورت جامد یا نیمه جامد باشند نیز حاصل شود [۱۸ و ۱۹]. *Pistorius* و همکاران [۸] پیشنهاد می‌کنند گرفتگی نازل می‌تواند اجتناب شود اگر آخال‌ها بیش از ۵۰٪ حاوی مایع باشند، در حالی که *Fuhr* و همکاران [۶] پیشنهاد می‌کنند که مشکلات قابلیت ریخته‌گری بیشتر ظاهر می‌شوند هنگامی که نسبت آخال‌های جامد بیشتر از ۷۰-۶۰٪ باشد. البته قابلیت تحمل آخال‌های جامد به نوع ماشین ریخته‌گری پیوسته و نوع آخال‌ها (آلومینا در مقابل اسپینل) بستگی دارد.

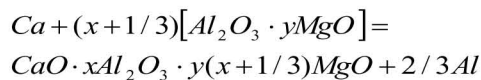
در حالی که ریخته‌گری بدون گرفتگی قابل توجه با مخلوطی از آخال‌های جامد و مایع امکان‌پذیر است، کیفیت می‌تواند به مخاطره بیفتد. گاهی زخمک‌ها (Slivers) و لایه‌ای شدن (laminations) در ذوب‌هائی با اصلاح ناقص آخال مشاهده می‌شود. هم ترکیب شیمیائی و هم حجم آخال‌ها مهم هستند.

ملاحظات ترمودینامیکی و اصلاح آخال‌های اسپینل با کلسیم

واکنش کلسیم با آخال‌های اسپینلی را به صورت

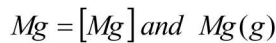
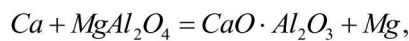
زیر می‌توان نوشت:

(معادله ۹)



یا

(معادله ۱۰)



معادله ۹ در اصل توسط Kor برای اصلاح اسپینل بوسیله Ca پیشنهاد شد [۵]. این واکنش نشان می‌دهد که جزء Al_2O_3 اسپینل ($MgO \cdot Al_2O_3$) ترجیحاً توسط کلسیم کاهش خواهد یافت. معادله ۱۰ عبارت جایگزینی است، که نشان می‌دهد جزء MgO ترجیحاً توسط کلسیم احیاء خواهد شد. انجام ارزیابی دقیق انرژی آزاد گیبس برای این دو معادله امکان‌پذیر است، اما نتایج وابسته به منبع داده‌های ترمودینامیکی خواهد بود [۱۷-۱۴ و ۲]. به این جهت، دو بسته نرم افزار ترمودینامیکی برای محاسبه اصلاح احتمالی آخال‌های اسپینلی توسط عملیات افزودن کلسیم با بکارگیری روش حداقل کردن انرژی آزاد آنها مورد استفاده قرار گرفتند. نتایج این محاسبات با استفاده از نرم افزار FactSage (Version 5.4) و بسته CSIRO's MPE32 (Version 3.2) مجهز به موتور Thermo-Calc در جدول ۵ نشان داده شده است.

نتایج در جدول ۵ مقادیر مشابه Mg در محلول در فولاد در حال تعادل با اسپینل با استفاده از دو مدل را نشان می‌دهد. هر دو مدل توافق دارند که آخال‌های اسپینل هنگامی اصلاح خواهند شد که کلسیم به مقادیر کافی اضافه شده باشد. مدل‌ها بطور پیوسته افزایش قابل ملاحظه مقدار Mg در محلول را پس از افزودن کلسیم، و همچنین افزایش مقدار Mg انتقالی به فاز گاز را نشان می‌دهند. پتانسیل اکسیژن در فولاد توسط تعادل Al / Al_2O_3 کنترل می‌شود، بطوری که کاهش اکتیویته Al_2O_3 در آخال‌ها ($a_{Al_2O_3}$) منتج به کاهش اکسیژن محلول در فولاد می‌شود. افزایش حلالیت Mg (جدول ۵) مستقیماً به این

آخال‌های مایع که از اصلاح اسپینل ایجاد می‌شوند حاوی مقداری MgO هستند بطوری که تعادل دینامیک بین Mg در محلول و MgO در آخال‌ها وجود دارد. اما، در این مقادیر، MgO باقی مانده در واقع نقطه ذوب آخال‌ها را کاهش داده و محدوده ترکیب شیمیایی در سیستم $CaO - MgO - Al_2O_3$ برای آخال‌های کاملاً مایع را افزایش می‌دهد (شکل ۱۳).

شکل ۲۱ تغییر در ترکیب شیمیایی آخال را برای ذوبی که از مراحل اکسیژن زدائی اولیه فولاد، گوگردزدائی، پیش و پس از افزودن کلسیم، در ماشین ریخته‌گری پیوسته و در نوار ورق (strip) نهائی ردیابی شد نشان می‌دهد. نمونه L7 مستقیماً پس از افزودن کلسیم، و نمونه L8 در LMF پس از ۵ دقیقه از زمان افزودن کلسیم و دمش آرگون برداشته شدند.

شبه سازی ترمودینامیکی (جدول ۵) نشان داد که مکانیزم اصلاح اسپینل احیاء MgO توسط کلسیم به Mg ورودی به فولاد مذاب و به میزان کمتر ایجاد بخار Mg است. مقدار Mg در تمام آخال‌ها پیش و پس از افزودن کلسیم برای تعدادی از ذوب‌ها با در نظر گرفتن ترکیب شیمیایی آخال‌ها و درصد مساحت آخال‌ها محاسبه شد. جدول ۶ تغییر مقدار Mg در آخال‌ها پیش و پس از افزودن کلسیم برای تعدادی از ذوب‌ها را نشان می‌دهد.

اصلاح کامل آخال اسپینلی توسط کلسیم، و کاهش Mg کل در جدول ۶، موید آن است که مکانیزم اصلاح اسپینل از طریق احیاء جزء MgO اسپینل به Mg ورودی به فولاد و احتمالاً به بخار Mg که همراه با بخار کلسیم از پاتیل خارج می‌شود رخ می‌دهد.

در بررسی اولیه نمودار فاز اصلاح اسپینل (شکل ۱۳)، آشکار شد که بخشی از اسپینل‌ها می‌تواند به آخال‌های مایع اصلاح شود، اما آن پریکلاس (periclase) جامد (MgO) بصورت فازی با مایع حضور خواهد داشت. در صدها نمونه ذوب‌های منظم که بوسیله SEM مورد ارزیابی قرار گرفتند، هیچ آخال MgO مشاهده نشد. اما، در چند مورد منفرد آخال‌های MgO جامد وقتی که سرباره پاتیل دارای مقدار

کاهش اکسیژن محلول نسبت داده می‌شود در هنگامی که آخال‌ها در فولاد از اسپینل ($a Al_2O_3 = 0.25$) به آخال‌های فاز مایع ($a Al_2O_3 = 0.027$) تغییر می‌کنند. این محاسبات پیشنهاد می‌کنند، هنگامی که کلسیم به آخال‌های اسپینل اضافه می‌شود، آنها را به آخال‌های مایع اصلاح می‌کنند، و بخشی از جزء MgO در اسپینل به Mg در فولاد احیاء می‌گردد، و مقداری هم بصورت بخار Mg به فاز گاز منتقل می‌شود که ممکن است با حباب‌های آرگون و بخار کلسیم بیرون رانده شود. از آنجا که به دلیل همزنی شدید با گاز آرگون و یا همزنی الکترومغناطیسی واکنش‌های بین فولاد مذاب و آخال‌ها به شرایط تعادل نزدیک می‌شوند، این باور وجود دارد که این محاسبات برای شبیه سازی اصلاح اسپینل مفید هستند.

شکل‌های ۱۵ تا ۱۸، نتایج SEM آخال‌ها در نمونه‌های فولاد را ارائه کرده، نشان می‌دهند که اصلاح آخال‌های اسپینل با کلسیم در واقع به همان صورت پیش بینی شده رخ می‌دهد. دو مثال ارائه شده در اینجا نماینده‌ای از صدها نمونه هستند، و اصلاحات مشاهده شده از یک ذوب تا ذوب دیگر با ثبات است. شکل ۱۵ آخال‌ها در ذوب را در LMF درست پیش از افزودن کلسیم، و شکل ۱۶ آخال‌ها را پس از افزودن کلسیم در LMF نشان می‌دهند.

شکل‌های ۱۷ و ۱۸ نتایج SEM آخال‌ها را در ذوب دیگری به ترتیب پیش از و پس از افزودن کلسیم نشان می‌دهد. توجه داشته باشید که نتایج در شکل ۱۸ نمونه مربوط به ماشین ریخته‌گری پیوسته (تاندریش) را نشان می‌دهند.

نمودارهای مساحت برای نمونه‌ها در شکل ۱۷ (پیش از افزودن کلسیم) و شکل ۱۸ (تاندریش) به ترتیب در شکل‌های ۱۹ و ۲۰ نشان داده شده‌اند. میانگین ترکیب آخال‌ها در شکل‌های ۱۹ و ۲۰ تغییر در مقدار Mg از پیش از افزودن کلسیم (22.3%Mg) تا پس از افزودن کلسیم در تاندریش (5.8%Mg) را نشان می‌دهند.

نتایج SEM در این شکل‌ها همچنین افزایش تعداد آخال‌ها از پیش از افزودن کلسیم در LMF تا پس از عملیات در ماشین ریخته‌گری پیوسته را نشان می‌دهند.

غیر معمول زیاد MgO به علت استفاده از آهک آلوده با آهک دولومیتی در LMF بود مشاهده شد.

با توجه به داده‌های نشان داده شده در جدول ۶، مسیر اصلاح اسپینل را می‌توان در نمودار فاز $CaO - MgO - Al_2O_3$ همانطور که در شکل ۲۲ نشان داده شده ترسیم نمود. مسیر پیشنهادی اصلاح اسپینل از $c - d$ به $c - f$ تغییر کرد.

نتایج تاکنون به وضوح نشان داده است که آخال‌های اسپینلی در فولاد LCAK را می‌توان با کلسیم اصلاح نمود. اما، این بدان مفهوم نیست که آخال‌های اسپینلی را می‌توان در تمام انواع فولاد اصلاح کرد. شرایط در فولاد LCAK پتانسیل اکسیژن بسیار کم است، که امکان انتقال مقدار بیشتری از Mg به محلول را در طی عملیات افزودن کلسیم می‌دهد. در سایر انواع فولاد با میزان پتانسیل اکسیژن بالاتر (انواع فولاد اکسیژن زدائی شده (killed) با Si)، اصلاح آخال‌های اسپینلی احتمالاً ممکن نخواهد بود، زیرا میزان اکسیژن در فولاد خیلی بالا است و آخال‌هایی با اجزائی وجود خواهند داشت که ثبات کمتری نسبت به MgO (و MnO و SiO_2) دارند، که ترجیحاً با کلسیم واکنش می‌کنند بطوری که آخال‌های اسپینلی اصلاح نخواهند شد. برای این انواع فولاد، پیشگیری و یا جلوگیری از تشکیل آخال‌های اسپینلی باید پیگیری شود [۱۹ و ۲۰].

نگهداری اسپینل‌های اصلاح شده

در بحث پیشین، توضیح داده شد که اصلاح آخال اسپینلی توسط کلسیم توام با افزایش مقدار Mg در محلول به علت کاهش پتانسیل اکسیژن در فولاد است. بنابراین واضح است که هر گونه افزایش پتانسیل اکسیژن فولاد به دلیل اکسید شدن مجدد می‌تواند به تشکیل اسپینل ثانویه منجر شود. حالت اکسیدی سرباره پاتیل بویژه قبل از و در طی عملیات افزودن کلسیم مهم است. اعتقاد بر این است که اگر محتوای اکسیژن فولاد کم ($3 ppmO$) و روش افزودن کلسیم خوب باشد، آنگاه تمام آخال‌های اسپینلی اولیه اصلاح خواهند شد. اما، در صورتی که این فولاد در

طی یا پس از افزودن کلسیم با سرباره‌ای با اکسیژن پتانسیل بالا (میزان بالای $MnO+FeO$) مخلوط شود اسپینل‌های ثانویه تشکیل می‌شوند همانطور که Mg در محلول با محیطی با پتانسیل اکسید شدن بیشتر مواجه می‌شود. منطقه دوم برای اکسید شدن مجدد فولاد و تشکیل اسپینل ثانویه در ماشین ریخته‌گری پیوسته، یعنی، در طول مرحله شروع ذوب ریزی، تغییرات پاتیل، و ورود هوا در اتصالات ریخته‌گری است.

شکل‌های ۲۳ تا ۲۶ تغییر در ترکیب شیمیائی آخال در شروع ریخته‌گری یک ذوب بد را که در آن اکسید شدن مجدد فولاد قابل توجه در طی ریخته‌گری رخ داده، تا زمانی که فولاد "تازه" (fresh) که بخوبی محافظت شده (shrouded) وارد تاندیش شود نشان می‌دهند. شکل ۲۳ نشان می‌دهد که آخال‌های نمونه خروجی از LMF بخوبی اصلاح شده اند، بدون وجود هیچ اسپینل. شکل‌های ۲۴ و ۲۵ مقدار قابل توجهی اسپینل ثانویه، و همچنین آخال‌های آلومینا را که به دلیل رویداد اکسید شدن مجدد در اوایل در ذوب تشکیل می‌شوند نشان می‌دهد. شکل ۲۴ نمونه تاندیش را ارائه می‌کند، و شکل ۲۵ نشان دهنده نمونه نوار ورق است. در این ذوب ویژه، گرفتگی قابل ملاحظه‌ای در آغاز ریخته‌گری ایجاد گردید، اما بعد تثبیت شد زیرا فولاد دیگر در معرض اکسیژن وارده به تاندیش نبود. شکل ۲۶ نشان دهنده نمونه تاندیش است که بعداً درست پس از اینکه میله استوپر (stopper) شروع به تنظیم سطح مذاب کرد برداشته شده است.

نتیجه‌گیری

این مطالعه در توافق با سایر بررسی‌هایی است که بیان می‌کند آخال‌های اسپینلی می‌توانند باعث گرفتگی شدید نازل در ماشین ریخته‌گری پیوسته شوند. اما، داده‌های این مطالعه نشان می‌دهد که آخال‌های اسپینلی می‌توانند بطور موثری با افزودن کلسیم اصلاح شوند. حضور آخال‌های اسپینلی در تولید فولاد LCAK از طریق مسیر EAF و ماشین ریخته‌گری پیوسته CSP اجتناب ناپذیر است، زیرا

افزایش Mg در محلول به دلیل پتانسیل اکسیژن پایین پس از افزودن کلسیم فولاد را بیشتر در معرض اکسیدشدن مجدد و تشکیل آخال‌های اسپینل ثانویه قرار می‌دهد، که باعث گرفتگی نازل هم می‌شود. اصلاح موثر آخال‌های اسپینلی نیاز به فولاد با پتانسیل اکسیژن کم، سرباره به خوبی اکسیژن زدائی شده، و حداقل اکسیدشدن مجدد در ماشین ریخته‌گری پیوسته دارد.

گوگردزدائی گسترده‌ای مورد نیاز است. اعتقاد بر این است که آخال‌های اسپینلی توسط اختلاط گسترده‌ای از فولاد کم اکسیژن با سرباره به خوبی اکسیژن زدائی شده در طی مرحله اکسیژن زدائی سرباره و گوگردزدائی فولاد تشکیل می‌شوند. پیشنهاد شده است که مکانیزم اصلاح اسپینل احیاء ترجیحی جزء MgO اسپینل به Mg محلول در فولاد است. Al_2O_3 باقی مانده از اسپینل و CaO حاصل برای تشکیل آخال‌های کاملاً مایع واکنش می‌کنند. اما،

مراجع

- [1] L.A. Frank, "Castability — From Alumina to Spinel (and More)," *Steelmaking Conference Proceedings, ISS, 2001*, pp. 403–416.
- [2] K. Fujii, T. Nagasaka and M. Hino, "Activities of the Constituents in Spinel Solid Solution and Free Energies of Formation of MgO, MgO·Al₂O₃," *ISIJ International, Vol. 40, No. 11, 2000*, pp. 1059–1066.
- [3] B. Dekkers, B. Blanpain and P. Wollants, "Nozzle Plugging of Calcium-Treated Steel," *AIST Transactions, Iron & Steel Technology, August 2004*, pp. 92–98.
- [4] S-K. Jo, B. Song and S-H Kim, "Thermodynamics on the Formation of Spinel (MgO·Al₂O₃) Inclusion in Liquid Iron Containing Chromium," *Met. Trans. B, Vol. 33B, October 2002*, pp. 703–709.
- [5] G.J.W. Kor, "Calcium Treatment of Steels for Castability," *First International Calcium Treatment Symposium, Glasgow, Scotland, The Institute of Metals, 1988*, pp. 39–44.
- [6] F. Fuhr, C. Cicutti and G. Walter, "Relationship Between Nozzle Deposits and Inclusion Composition in the Continuous Casting of Steels," *ISSTech 2003 Conference Proceedings, 2003*, pp. 165–175.
- [7] J.M.A. Geldenhuis and P.C. Pistorius, "Minimization of Calcium Additions to Low-Carbon Steel Grades," *Ironmaking and Steelmaking, Vol. 26, No. 6, 2000*, pp. 442–449.
- [8] P.C. Pistorius, P. Presoly and K.G. Tshilombo, "Magnesium: Origin and Role in Calcium-Treated Inclusions," *International Sohn Symposium, TMS, 2006*, pp. 373–378.
- [9] W. Loscher, W. Fix and A. Pfeiffer, "Reoxidation of Al-Killed Steels by MgO-Containing Basic Refractories," *ScanInject V, Part IV, 1989*, pp. 395–408.
- [10] V. Brabie, "Mechanism of Reaction Between Refractory Materials and Aluminum Deoxidized Molten Steel," *ISIJ International, Vol. 36 Supplement, 1996*, pp. S109–S112.
- [11] M. Boher, J. Lehmann and C. Gatellier, "An Experimental Study of Magnesium Transfer Between Tundish Refractory Lining and Liquid Steel," *Proceedings of UNITER'01, Cancun, Mexico, 2004*.
- [12] W. Tiekink, R. Boertje, R. Boom, R. Kooter and B. Deo, "Aspects of CaFe Cored Wire Injection Into Steel," *ISSTech 2003 Conference Proceedings, 2003*, pp. 157–164.
- [13] H. Todoroki, K. Mizuno, M. Noda and T. Tohge, "Formation Mechanism of Spinel-Type Inclusion in 304 Stainless Steel Deoxidized With Ferrosilicon Alloys," *Steelmaking Conference Proceedings, ISS, 2001*, pp. 331–341.

- [14] H. Itoh, M. Hino and S. Ban-Ya, "Thermodynamics on the Formation of Spinel Non-Metallic Inclusion in Liquid Steel," *Met. Trans. B, Communications*, Vol. 23B, 1997, pp. 953–956.
- [15] Y-B. Kang, C-H. Chang, S. Park, H. Kim, I. Jung and H. Lee, "Inclusion Control in Steels Containing Si, Mn, Ti, Mg and/or Al: Thermodynamic Prediction and Experimental Confirmation," *Metal Separation Technologies III*, 20–24 June 2004, Copper Mountain, Colo., USA.
- [16] W-G. Seo, W-H. Han, J-S. Kim and J-J. Pak, "Deoxidation Equilibria Among Mg, Al, and O in Liquid Iron in the Presence of MgO·Al₂O₃ Spinel," *ISIJ International*, Vol. 43, No. 2, 2003, pp. 201–208.
- [17] D. Sichen, K. Beskow and T. Nagendra, "Formation and Chemical Development of Non-Metallic Inclusions in Steel in Ladle Treatment," *Metal Separation Technologies III*, 20–24 June 2004, Copper Mountain, Colo., USA. pp. 274–280.
- [18] A. Hamoen and W. Tiekink, "Are Liquid Inclusions Necessary to Improve Castability?" *Steelmaking Conference Proceedings*, 1999, pp. 229–233.
- [19] H. Gaye, C. Gatellier and P.V. Riboud, "Control of Endogenous Inclusions in Al-Killed and Low-Al Steels," *Turkdogan Symposium Proceedings*, 1994, pp. 113–124.
- [20] H. Gaye, C. Gatellier and J. Lehmann, "Fundamental Aspects of Slag Treatments in Secondary Steelmaking," *14th PTD Conference Proceedings*, 1995, pp. 53–58. F.

جدول ۱. داده‌های نمونه وار بصورت گزارش شده در طی آنالیز AFA.

Inclusion class	Avg. dia. (µm)	%Mg	%Al	%Si	%S	%Ca	%Ti	%Mn
Alumina	3.41	0	98.2	0	0.7	1.1	0	0
Lo-Mg alumina	1.36	14.7	75.8	0	2.8	3.8	0	2.9
Med-Mg alumina	3.24	21.9	73	0	1.5	2.1	1.6	0
Spinel	2.89	30.6	64.8	1.5	0	1.8	0.6	0.7
LoLo-Ca CaAl	1.29	5.3	66.9	6.2	4.9	16.7	0	0
Lo-Ca CaAl-Mg	3.32	13.6	42.7	1.3	4.2	33.3	3.1	1.8
Med-Ca CaAl	3.10	3.5	35.7	2.4	2.3	54.8	0	1.3
Med-Ca CaSAI	1.76	1.6	37.7	0.9	18.2	41.7	0	0
CaS	1.45	0	1.3	0	39.7	55.6	0	3.3

جدول ۲. ترکیب شیمیایی آخال های نمونه های تاندیش در همان ذوب ها برای تصدیق تکثیر پذیری نتایج SEM.

Tundish sample	T3	T4	T5	T6
% Mg	2.4	2.7	2.1	2.4
% Al	29.6	28.1	29.4	27.4
% Si	1.2	1.3	1.3	1.1
% S	15.5	16.3	15.3	16.7
% Ca	50.3	50.6	51.1	51.5
% Ti	0.6	0.5	0.5	0.5
% Mn	0.3	0.5	0.4	0.4
% Al/% Ca	0.59	0.55	0.58	0.53
# of inclusions	1,373	1,242	1,122	1,064
Inclusion index	27.9	26.4	30.2	29.0
Avg. size (μm)	3.0	3.1	3.4	3.4

جدول ۳. تغییرات ترکیب شیمیایی فولاد بصورتی که ذوب در LMF فراوری می شود.

Sample	%C	%Mn	%P	%S	%Si	%Al	%Ca
L1	0.028	0.033	0.008	0.032	0.000	(0.200)	0.0002
L2	0.044	0.250	0.010	0.026	0.011	0.042	0.0008
L3	0.044	0.248	0.010	0.016	0.015	0.048	0.0002
L4	0.045	0.247	0.010	0.011	0.017	0.050	0.0002
L5	0.047	0.253	0.010	0.007	0.022	0.045	0.0002

جدول ۴. تغییر ترکیب شیمیایی آخال‌ها برای نمونه‌های پیاپی یک ذوب در LMF.

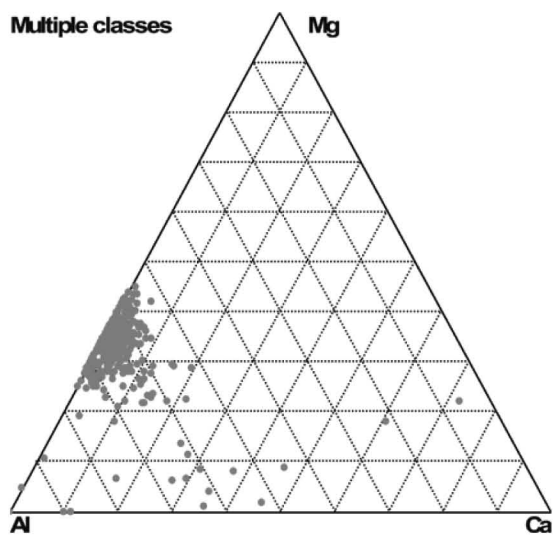
Sample	L2	L3	L4	L5
%Mg	5.6	17.7	17.5	17.7
%Al	58.5	59.2	66.0	59.2
%Si	2.8	3.9	2.8	3.9
%S	4.5	4.9	3.7	4.9
%Ca	26.4	11.8	8.3	11.8
%Ti	0.4	0.9	0.6	0.9
%Mn	1.7	1.7	1.1	1.7
Al/Ca	2.2	5.0	7.9	5.0
# of inclusions	563	566	591	587
Avg. size	7.8	3.2	3.1	4.1

جدول ۵. شبیه سازی اصلاح اسپینل توسط کلسیم با استفاده از نرم افزار MPE32 و نرم افزار FactSage.

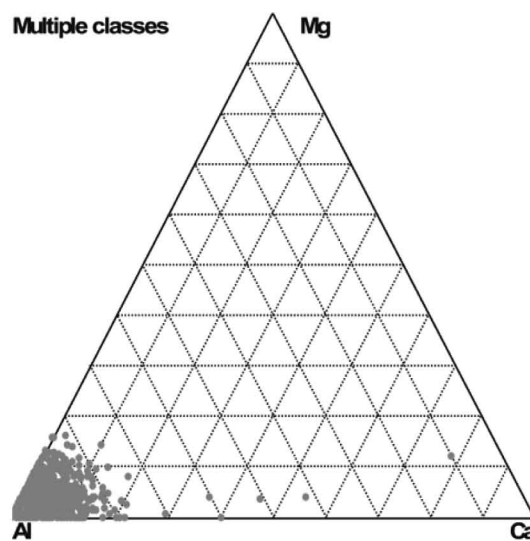
Steel composition	Initial conditions	MPE32 before Ca	MPE32 after Ca	FactSage before Ca	FactSage after Ca
%Al	0.035	0.0344	0.0344	0.0346	0.0349
%C	0.05	0.05	0.05	0.05	0.05
%Mn	0.25	0.25	0.25	0.25	0.25
%O (ppm)	10	3.3	0.8	2.35	1.12
%Mg (ppm)	5	2.52	4.94	3.21	4.74
%Ca (ppm)	0 (9)	0	0	0	0
%Fe	99	99.7	99.7	99.7	99.7
Inclusion type		Spinel	Liquid	Spinel	Liquid
Amount		0.00148	0.00245	0.00103	0.0008
%MgO		26	0.2	26	5.7
%Al ₂ O ₃		74	48.4	74	46.2
%CaO			51.4		48.1
Gas phase (different units)					
Mg		2.52	4.94	0.108	0.302

جدول ۶. تغییر Mg قبل و بعد از افزودن کلسیم.

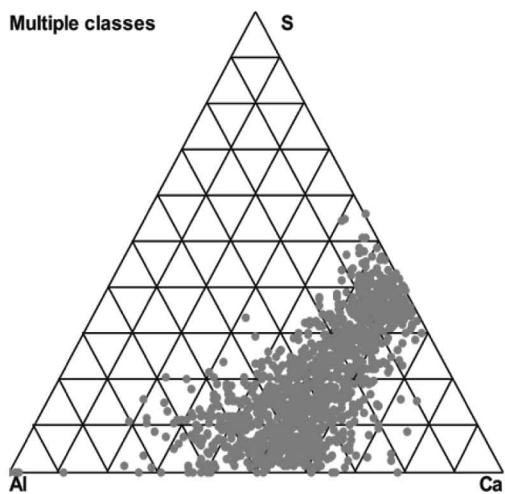
	Total Mg before Ca	Total Mg after Ca	% change
Heat 1	1,175	471	60
Heat 2	1,763	1,044	41
Heat 3	812	533	34
Heat 4	1,385	1,040	25
Heat 5	976	706	28
Heat 6	577	284	51
Heat 7	819	503	39



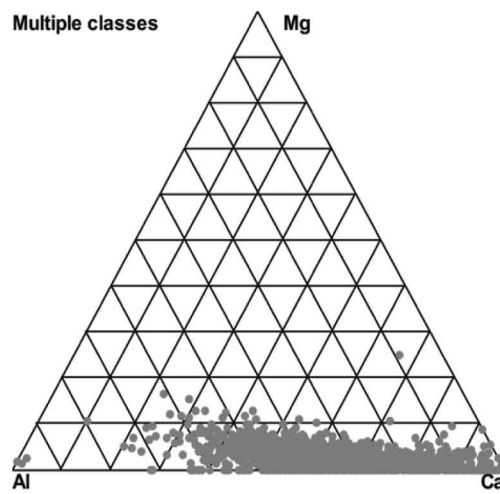
شکل ۲. نمودار سه عنصری آخال ها پس از گوگردزدائی.



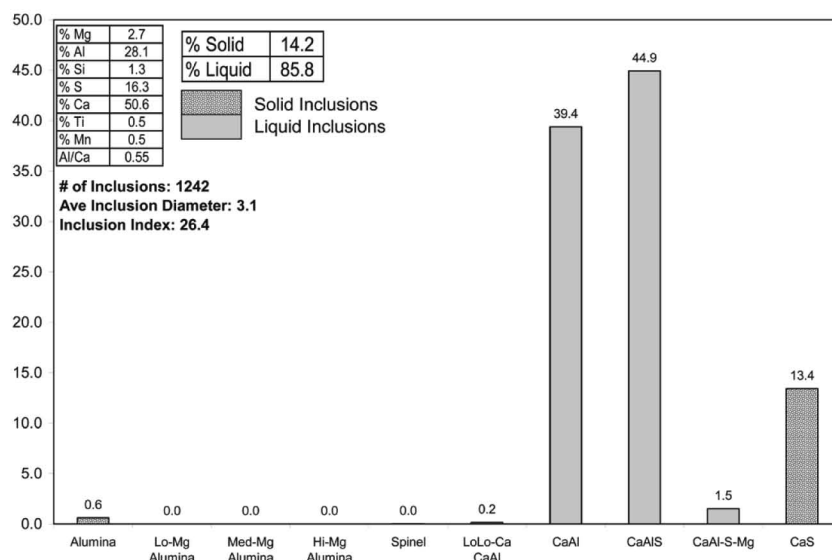
شکل ۱. نمودار سه عنصری آخال ها درست پس از افزودن Al.



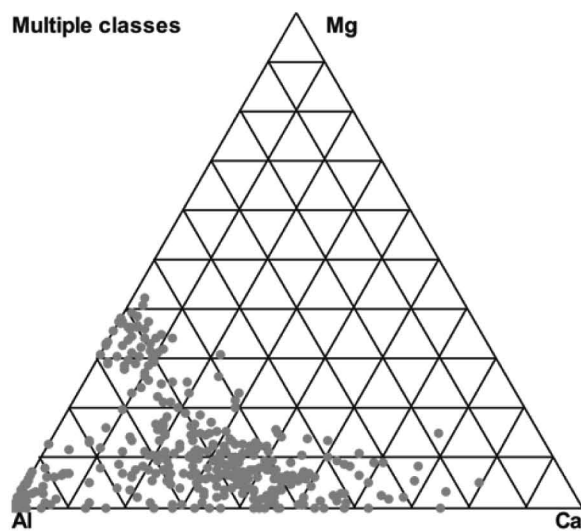
شکل ۴. نمودار سه عنصری آخال های نمونه T4. (جدول ۲)



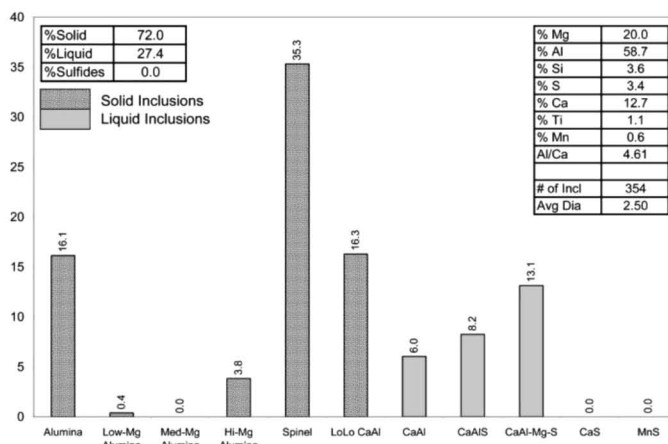
شکل ۳. نمودار سه عنصری آخال های نمونه T4. (جدول ۲)



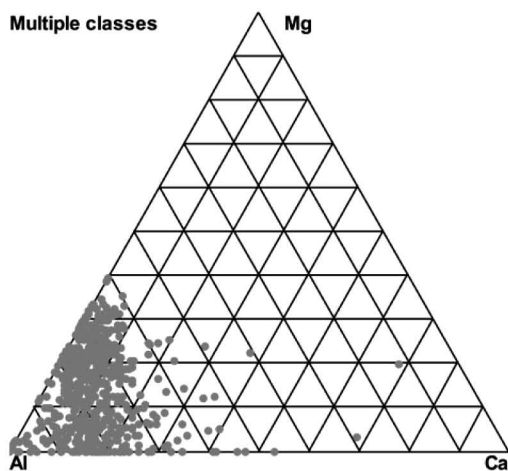
شکل ۵. نمودار مساحت آخال از نمونه T4 (جدول ۲). محور y مقدار % مساحت آخال‌ها را نشان می‌دهد.



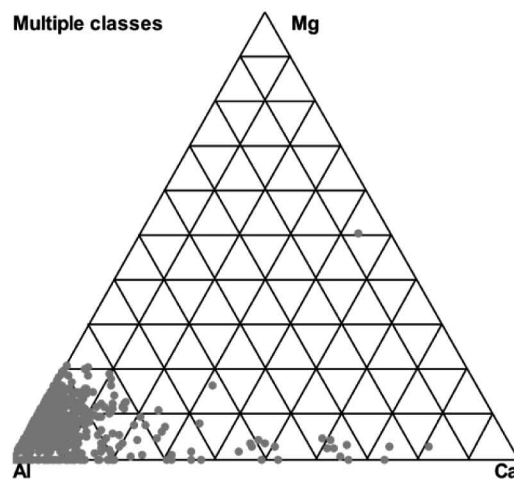
شکل ۶. نمودار سه عنصری ذوبی که در ماشین ریخته‌گری پیوسته دچار گرفتگی نازل شده.



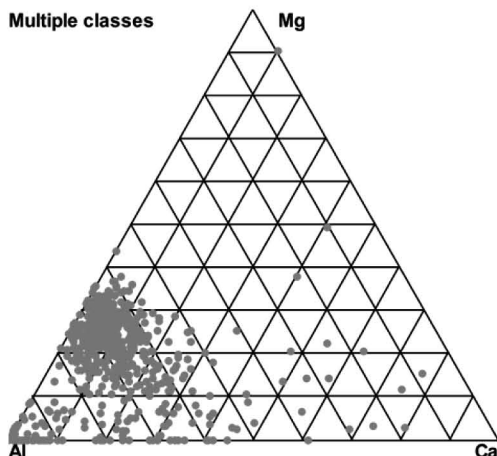
شکل ۷. نمودار مساحت آخال های ذوبی که در در ماشین ریخته گری پیوسته دچار گرفتگی نازل شده است. محور y مقدار % مساحت آخال ها را نشان می دهد.



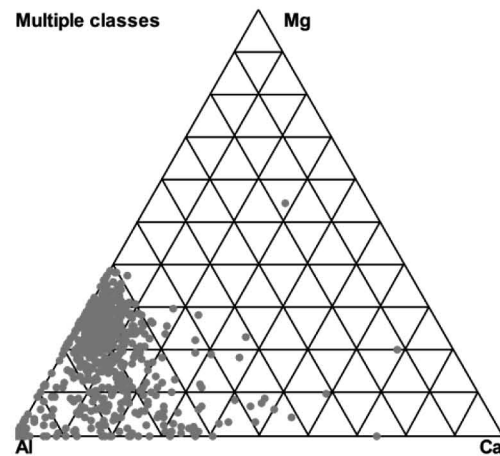
شکل ۹. نمودار سه عنصری آخال های نمونه L3. (جدول ۳)



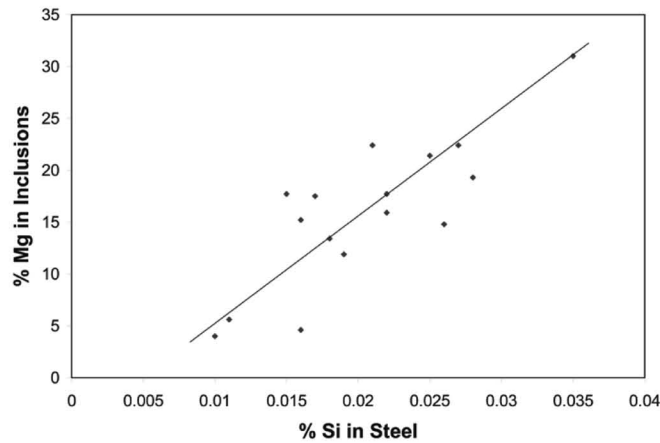
شکل ۸. نمودار سه عنصری آخال های نمونه L2. (جدول ۳)



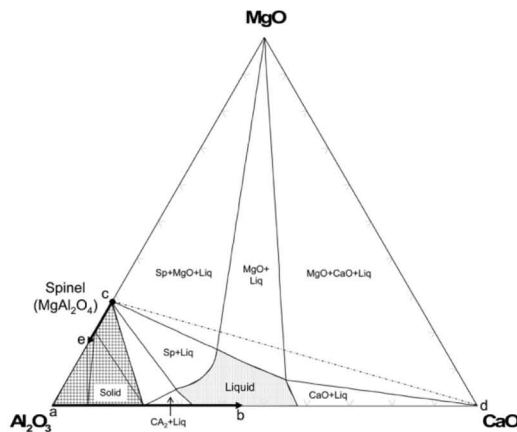
شکل ۱۱. نمودار سه عنصری آخال های نمونه L5. (جدول ۳)



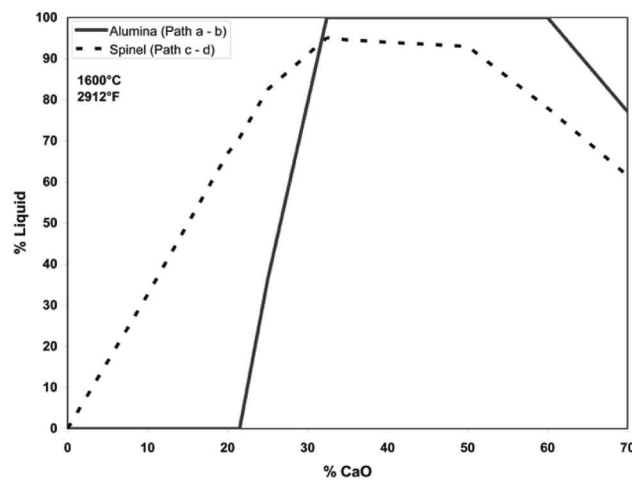
شکل ۱۰. نمودار سه عنصری آخال های نمونه L4. (جدول ۳)



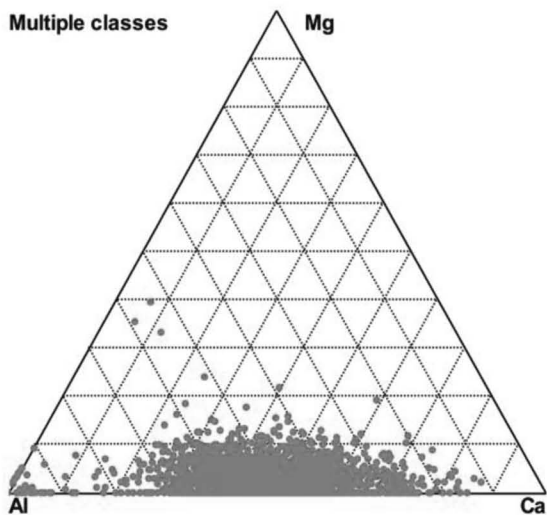
شکل ۱۲. ارتباط بین Si در فولاد و Mg در آخال‌ها قبل از عملیات افزودن Ca.



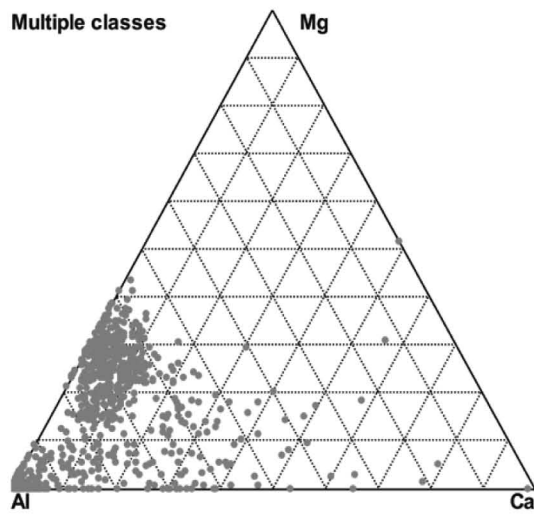
شکل ۱۳. مقطع ایزوترمال 1600C سیستم $CaO - MgO - Al_2O_3$.



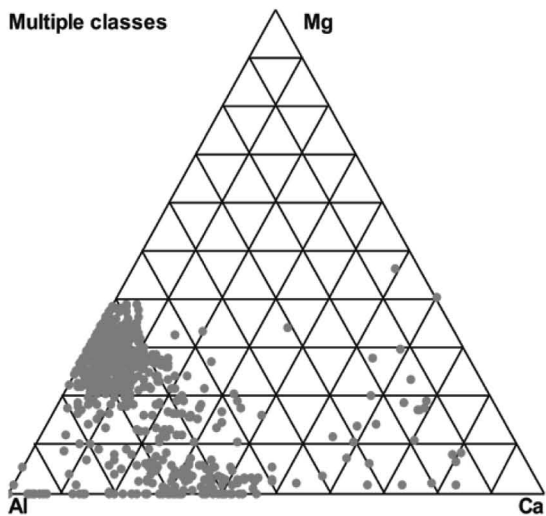
شکل ۱۴. مقدار مایعی که هنگام اضافه کردن CaO به آخال‌های آلومینا و اسپینل در 1600C تشکیل خواهد شد.



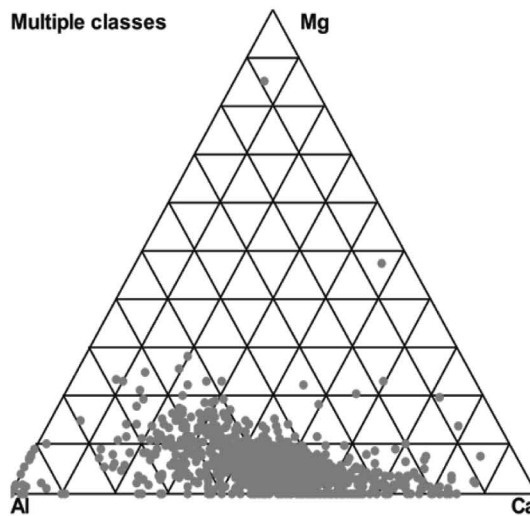
شکل ۱۶. نمودار سه عنصری آخال های نمونه پاتیل پس از Ca.



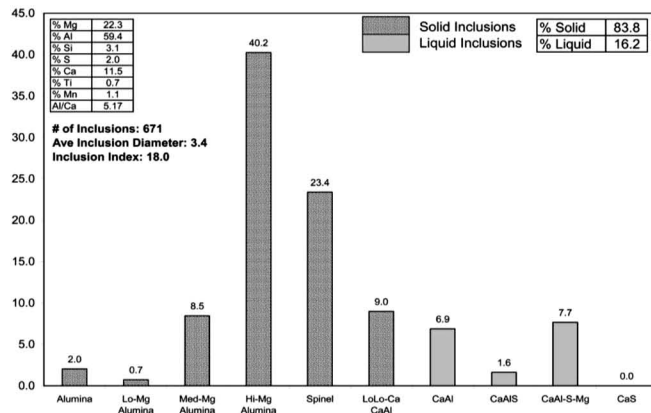
شکل ۱۵. نمودار سه عنصری آخال های نمونه پاتیل پیش از Ca.



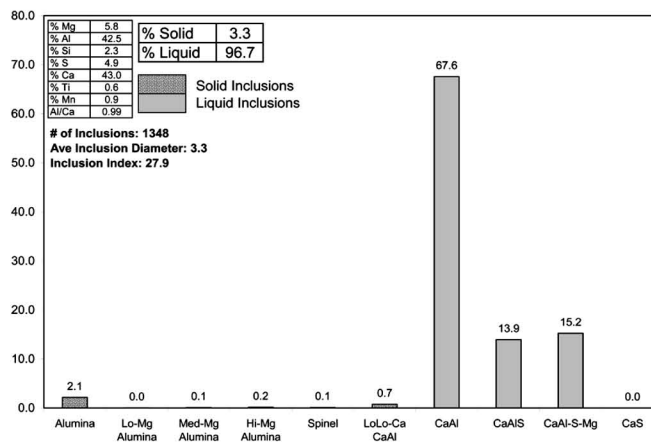
شکل ۱۷. نمودار سه عنصری آخال های نمونه پاتیل پیش از Ca.



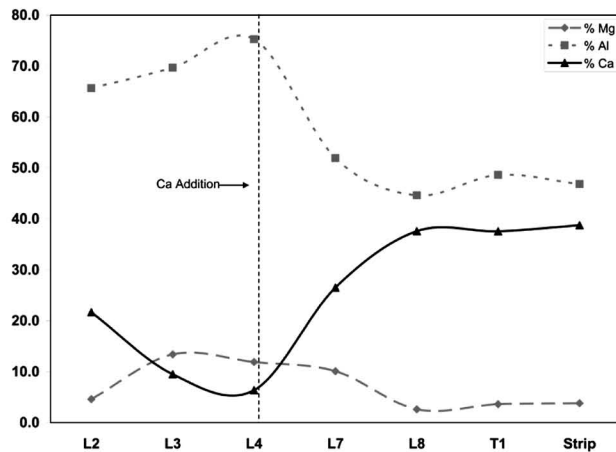
شکل ۱۸. نمودار سه عنصری آخال های نمونه ماشین ریخته گری پیوسته (تاندیش).



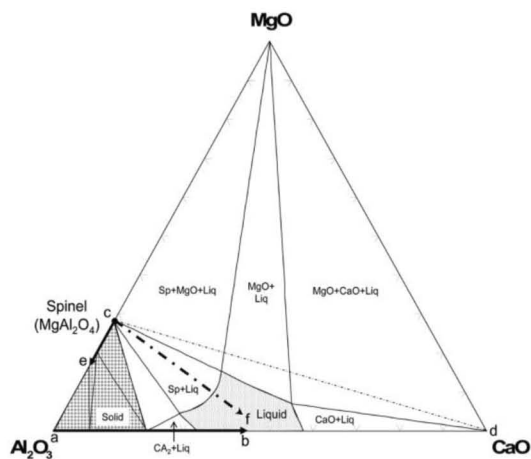
شکل ۱۹. نمودار مساحت آخال‌ها در نمونه پاتیل پیش از افزودن کلسیم (شکل ۱۷). محور y درصد مساحت آخال‌ها را نشان می‌دهد.



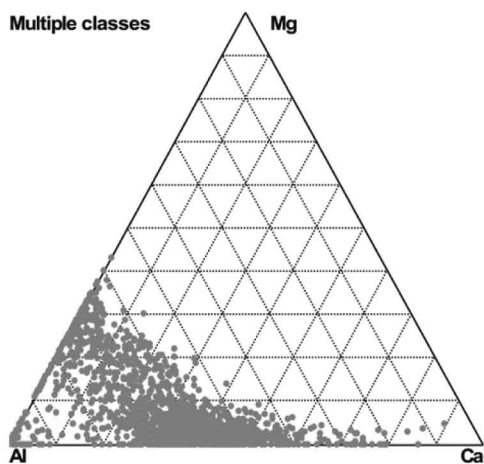
شکل ۲۰. نمودار مساحت آخال‌ها در نمونه تاندیش (شکل ۱۸). محور y درصد مساحت آخال‌ها را نشان می‌دهد.



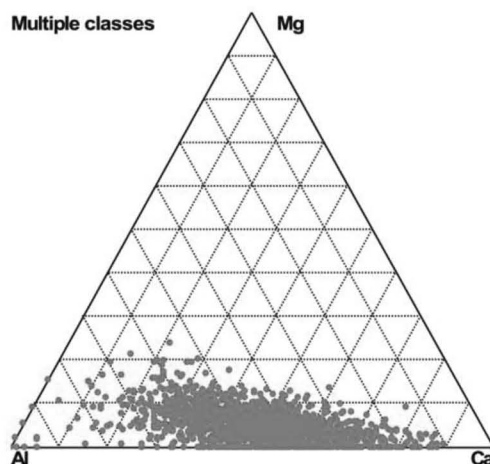
شکل ۲۱. تغییر در ترکیب شیمیایی آخال (%) از اکسیژن زدائی فولاد تا نوار ورق نهایی.



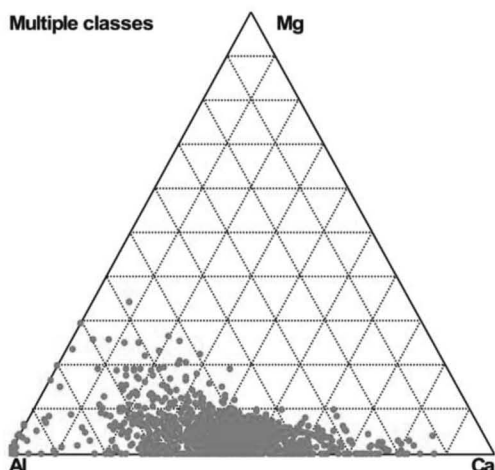
شکل ۲۲. مقطع ایزوترمال 1600C سیستم $CaO - MgO - Al_2O_3$.



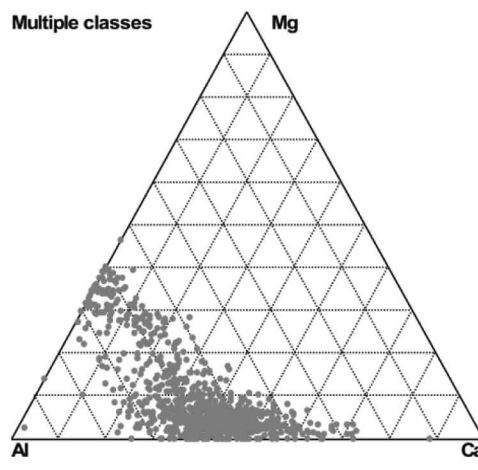
شکل ۲۴. نمودار سه عنصری آخال های نمونه اوایل تاندیش.



شکل ۲۳. نمودار سه عنصری آخال های نمونه خروجی LMF.



شکل ۲۶. نمودار سه عنصری آخال های نمونه تاندیش برداشته شده درست پس از اینکه میله استوپر شروع به تنظیم کرد.



شکل ۲۵. نمودار سه عنصری آخال های نمونه نوار ورق برداشته شده از آغاز اسلب دوم.



چقرمگی ضربه و ریز ساختار کامپوزیت چدن تقویت شده با سیم فولادی پیوسته

ترجمه: دکتر علیرضا کیانی رشید^۱ - مهندس معصومه کاظمی مقدم بیدختی^۲

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

۲- دانشجوی کارشناسی ارشد گروه مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده مهندسی، دانشگاه فردوسی مشهد

چکیده

در این تحقیق، بهبود چقرمگی ضربه چدن خاکستری توسط الیاف فولادی به عنوان تقویت کننده مطالعه شده است. مواد کامپوزیت بوسیله روش ریخته‌گری در قالب ماسه‌ای تولید شدند. سپس عملیات حرارتی نرماله کردن در دماهای مختلف ۸۰۰، ۸۵۰ و ۹۰۰°C بر روی نمونه‌ها اعمال شده است. آزمون‌های چقرمگی ضربه چارپی در دماهای ۸۰-، ۰، و ۲۷°C انجام شدند. نتایج نشان می‌دهد که چقرمگی ضربه چدن خاکستری توسط سیم فولادی کم کربن به عنوان تقویت کننده، افزایش یافته است. با کاهش دمای آزمایش، چقرمگی ضربه نمونه‌های کامپوزیتی بطور قابل ملاحظه‌ای کاهش یافته است. همچنین گزارش شده که نواحی انتقالی، عاری از گرافیت با سختی بالا بخاطر نفوذ کربن از چدن به سمت رشته‌ی فولادی است. ملاحظه شده که فصل مشترک حاوی فاز پرلیت ریز بدون گرافیت‌های ورقه‌ای است و چگونگی پیوند در ناحیه انتقالی به افزایش چقرمگی ضربه کامپوزیت چدنی کمک می‌کند.

کلمات کلیدی: کامپوزیت‌های زمینه فلزی، چقرمگی ضربه، ریخته‌گری، ریزساختار.

۱- مقدمه

اگرچه چدن خاکستری ماده‌ای به عنوان یک ماده ترد شناخته می‌شود، اما به دلیل خواصی از قبیل قابلیت ریخته‌گری خوب، مقاومت خوردگی بالا، قابلیت ماشینکاری مناسب، دمای ذوب پایین، قابلیت جذب ارتعاش بالا و قیمت نسبتاً پایین، نسبت به بقیه چدن‌ها بیشتر

مورد توجه قرار گرفته است^[۱] و معمولاً در کاربردهایی که بار فشاری اعمال می‌شود از قبیل دیسک‌های ترمز و شیرهای هیدرولیک و غیره مورد استفاده قرار می‌گیرد. ریزساختار چدن خاکستری شامل کربن آزاد به صورت ورقه‌های گرافیت در زمینه پرلیت یا فریت است، ورقه‌های گرافیتی در حین فرایند انجماد بوجود می‌آیند و نقش عمده‌ای در کنترل خواص مکانیکی چدن خاکستری دارند. به دلیل وجود ورقه‌های گرافیتی، چدن خاکستری خواص مکانیکی ضعیفی دارد که از آن میان می‌توان به استحکام ناکافی و انرژی ضربه پایین اشاره کرد. ورقه‌های گرافیتی به عنوان مکان‌های تمرکز تنش عمل کرده که باعث تشکیل ترک‌های ریز یا عدم اتصال فصل مشترک در سطوح پایین تنشی و درصدهای تغییر فرم پلاستیکی کمی در زمینه می‌شوند.

Betrtolino و Ipina گزارش کرده‌اند که توسعه یک ترک ماکروسکوپی نتیجه ائتلاف میکروتُرک‌ها ایجاد شده همراه با تغییر شکل پلاستیک زمینه‌ای است که ترک‌های میکروسکوپی را احاطه کرده است [۲].

کارهای زیادی برای بهبود خواص مکانیکی چدن خاکستری انجام شده است که تعداد بسیاری از این تحقیقات بر روی افزودن عناصر آلیاژی در جهت تغییر

این متن ترجمه کاملی از مقاله زیر است:

Ahmet Akdemir, Recai Kus, Mehmet Simsir, "Impact toughness and microstructure of continuous steel wire-reinforced cast iron composite", Materials Science and Engineering, 516 (2009) 119-125.

ساختار زمینه، اعمال عملیات حرارتی آستمپرینگ و ریزکردن ورقه‌های گرافیتی به وسیله افزودن جوانه زا به مذاب متمرکز شده است^[۲]. Ceccarelli و همکارانش و Giacchi و همکارانش تاثیر مورفولوژی گرافیت بر خواص ضربه‌ای چدن خاکستری و نشکن را بررسی کرد هاند [۴و۳]. Xu و همکارانش توانستند با افزودن عناصر آلیاژی منگنز و مولیبدن به چدن خاکستری از طریق تغییر در ساختار زمینه، استحکام و چقرمگی چدن خاکستری را بهبود دهند [۵]. مقادیر منگنز و مولیبدن می‌بایست در حد اپتیمم به ترتیب دارای مقادیر ۰/۱۱٪ و ۰/۶۲٪ باشد تا فاز آسفریت در زمینه بوجود آید. El-Baradie و همکارانش نشان دادند که با افزایش دمای آستمپرینگ چقرمگی و درصد ازدیاد طول چدن با گرافیت کروی افزایش می‌یابد [۶]. توسط Fu و همکارانش همچنین نتایج مشابهی را برای فولاد ریختگی حاوی سیلیسیم و کروم بدست آوردند [۷]. روش دیگر بهبود خواص مکانیکی مواد ترد، تولید ماده کامپوزیت از طریق تقویت کردن آن‌ها بوسیله موادی با چقرمگی بالا است [۸-۱۲]. K_{IC} و G_{IC} کامپوزیت با افزودن تقویت کننده با چقرمگی بالا، افزایش می‌یابد. Karamis و همکارانش بر روی خواص ضربه‌ای آلیاژهای آلومینیوم تقویت شده با ذرات SiC کار کردند [۱۳]. Kawamata و همکارانش نشان دادند که چقرمگی شکست زمینه می‌تواند یکی از پارامترهای کلیدی برای کنترل داکتیلیته کامپوزیت‌های تقویت شده با الیاف سمیتیت باشد [۱۴]. خواص ضربه‌ای کامپوزیت‌های زمینه فلزی شامل فولادهایی با مقادیر کربن بالا توسط Carreno و همکارانش بررسی شده است [۱۵]. خواص ضربه‌ای کامپوزیت با فولادهای با کربن فوق العاده بالا مقایسه شده که انرژی چقرمگی کامپوزیت بسیار بیشتر از این فولادها می‌باشد. مهم ترین فاکتور در کامپوزیت‌ها، سازگاری زمینه و تقویت کننده است که این تعیین کننده کیفیت پیوند مابین این دو نوع ماده است. کیفیت فصل مشترک و فازهای میانی بین زمینه و تقویت کننده تا حد زیادی بر روی خواص مکانیکی کامپوزیت تاثیر می‌گذارند [۱۱، ۱۶ و ۱۷].

با توجه به این مطلب، افزایش استحکام فصل مشترک باعث افزایش داکتیلیتی می‌شود. متأسفانه با افزایش استحکام فصل مشترک پدیده لایه لایه شدن سخت تر می‌شود. بنابراین خواص ضربه‌ای کامپوزیت‌ها کاهش می‌یابد^[۱۸]. با در نظر گرفتن این ملاحظات، کامپوزیت‌های زمینه فلزی می‌تواند کاربردهای مختلفی در حمل و نقل و صنایع دفاع داشته باشند که این بخاطر تغییرات خواص مکانیکی در حد زیاد است [۱۶].

با توجه به مطالب فوق، مشاهده می‌شود که مطالعات اندکی بر روی بهبود خواص مکانیکی چدن از طریق تولید کامپوزیت انجام شده است. هدف اصلی این تحقیق بررسی انرژی ضربه‌ای چدن‌های کامپوزیت حاوی تقویت کننده مفتول فولادی با چقرمگی بالا در زمینه چدن خاکستری ترد است. مزیت دوم این نوع کامپوزیت، ایجاد ناحیه‌ای عاری از گرافیت در ساختار چدن خاکستری از طریق نفوذ اتم‌های کربن از سمت چدن خاکستری (زمینه) به سمت سیم فولادی کم کربن (فاز تقویت کننده) است و این بخاطر اختلاف در پتانسیل شیمیایی کربن در فولاد و چدن خاکستری است. هدف سوم این تحقیق، بررسی اثر عملیات حرارتی نرماله کردن بر روی ریزساختار و خواص ضربه‌ای این نوع کامپوزیت است.

۲- مطالعات تجربی

۲-۱ مواد

کامپوزیت شامل سیم فولادی کم کربن به عنوان تقویت کننده و چدن خاکستری به عنوان زمینه است. ترکیبات شیمیایی اجزا در جدول ۱ نشان داده شده است. روش ریخته‌گری در قالب ماسه‌ای برای تولید هر دو نمونه چدن خاکستری بدون تقویت کننده و با تقویت کننده استفاده شد. شصت حفره در قالب ماسه‌ای با ابعاد ۱۶mmx۱۴mmx۱۴mm و بطور افقی آماده شدند. سیم‌های فولادی با قطر ۴mm و طول ۸۰mm بریده شدند. سپس سطح سیم با استفاده از کاغذ سنباده ۱۲۰۰ پرداخت شد. سطوح سیم فولادی برای ۱۰-۱۵ دقیقه در محلولی

حاوی ۳/۷ گرم هگزا تترامین^۱، ۵۰۰ میلی لیتر اسید کلریدریک و ۵۰۰ میلی لیتر آب مقطر از تمام آلودگی‌ها، چربی‌ها و اکسیدها تمیز شدند و سپس با آب شسته و با الکل خشک شدند. سیم‌های فولادی بطور افقی در مرکز قالب تعبیه شدند و سپس تا دمای ۵۰۰°C گرم شدند تا یک پیوند خوبی بین چدن خاکستری مذاب و سیم فولادی برقرار شود و از اعوجاج ناشی از اختلاف دمایی جلوگیری شود. دمای ریخته‌گری ۱۲۵۰°C انتخاب شد (دمای بحرانی). ذوب بر اساس پژوهش‌های قبلی انجام و ریخته‌گری نهایی برای تولید کامپوزیت صورت گرفت و به آن فرصت داده شد تا در قالب ماسه‌ای خنک شود. با این روش، مواد کامپوزیت، شامل سیم فولادی پیوسته به عنوان تقویت کننده در چدن خاکستری تولید شد و سپس عملیات حرارتی نرماله بر روی نمونه اعمال شد.

۲-۲ عملیات حرارتی

عملیات حرارتی نرماله کردن قبل از آزمون‌های چقرمگی ضربه در سه دمای ۸۰۰، ۸۵۰ و ۹۰۰°C با نرخ گرم کردن ۲۵ °C/min و نگهداری برای ۱۵ دقیقه در دمای نرماله کردن اعمال شد و سپس نمونه‌ها در هوا تا دمای اتاق سرد شدند [۱۱].

۳-۲ آزمون‌های چقرمگی ضربه

آزمون چارپی برای اندازه‌گیری چقرمگی ضربه چدن خاکستری و کامپوزیت تقویت شده با فیبر در شرایط ریختگی و نمونه‌های نرماله شده استفاده شد. آزمون‌ها در سه دمای متفاوت ۸۰-، ۰ و ۲۷°C بوسیله ماشین آزمون چارپی^۲ انجام شدند. چقرمگی ضربه نمونه‌ها با ابعاد ۱۰mmx۱۰mmx۵۵mm همانگونه که در شکل ۱ نشان داده شده است، مطابق استاندارد ASTM E23-82 ماشینکاری شدند. از آنجائیکه گرافیت‌های ورقه‌ای به عنوان محل شروع ترک عمل می‌کنند، شکاف اضافی بر روی نمونه‌ها ماشینکاری نشد. برای رسیدن به این هدف در مجموع ۳۰ نمونه آماده شد. آزمون‌ها برای هر نمونه و هر شرایطی سه

بار تکرار شدند و میانگین نتایج بدست آمده در ارزیابی‌ها استفاده شدند. درصد کسر حجمی تقویت کننده در نمونه‌های کامپوزیت ۱۲/۵۶٪ می‌باشد.

۴-۲ آزمایشات متالوگرافی

نمونه‌های متالوگرافی برای تعیین مورفولوژی ورقه‌ها و میکروساختار آنها آماده شدند. بدون اچ کردن مورفولوژی و توزیع ورقه‌های گرافیت با میکروسکوپ نوری با بزرگنمایی ۱۰۰ طبق استانداردهای ASTM A 247-67 آزمایش شدند. برای تعیین نوع گرافیت‌های ورقه‌ای در چدن خاکستری، ورقه‌های گرافیت با گرافیت‌هایی که در استاندارد ASTM A 247-67 تعریف شده‌اند، مقایسه شدند. بعد از آن، نمونه‌ها با نیتال ۲٪ اچ شدند تا ریزساختار زمینه مشخص شود. نواحی فولادی، حد واسط و چدنی در نمونه‌های ریختگی و نرماله شده آزمایش شدند. به منظور آشکار سازی نفوذ Si از چدن به سمت سیم فولادی، مقدار Si در نزدیک فصل مشترک در شرایط ریختگی و نرماله بوسیله EDS اندازه‌گیری شد. همچنین سطوح شکست نمونه‌ها با بزرگنمایی‌های متفاوت در شرایط ریختگی و نرماله شده توسط SEM بررسی شد. از SEM مدل JSV5600-LV برای آنالیزهای SEM و EDS استفاده شد.

۲-۵ آزمون‌های سختی

مقادیر سختی برای چدن و کامپوزیت‌ها در نواحی انتقالی و اطراف آن (چدن و فولاد) در نمونه‌های ریختگی و نرماله شده اندازه‌گیری شدند. پنج مقدار سختی برای ناحیه میانی و فولاد با معیار سختی ویکرز و استفاده از دستگاه سختی سنجی ویکرز^۳ مطابق استاندارد ASTM E92-72 بدست آمدند. سختی چدن خاکستری به عنوان زمینه در کامپوزیت و چدن خاکستری بدون تقویت کننده بوسیله معیار سختی

¹ hexamethylenetetramine

² Wolpert PW 30 Izod-Charpy

³ Instron Wolpert Vickers hardness

خاکستری با سیم فولادی را برای نمونه ریختگی و نرماله شده نشان می‌دهد. در نمونه‌های کامپوزیتی ریختگی، انرژی ضربه به ترتیب ۲/۲ ژول، ۳/۵ ژول و ۱۰/۰ ژول برای دماهای ۸۰-، ۰ و ۲۷°C تعیین شدند. به ترتیب شکل نشان می‌دهد که افزایش دماهای آزمون باعث بهبود چقرمگی ضربه چدن خاکستری تقویت شده با سیم فولادی شد. علاوه بر آن در نمونه‌های ریختگی، ماکزیمم چقرمگی کامپوزیت در دمای ۲۷°C بدست آمد و چقرمگی ضربه کامپوزیت بزرگ تر از نمونه چدن خاکستری بدون تقویت کننده است (۳ ژول). نمونه‌های کامپوزیت شده، جذب انرژی بالاتری از چدن خاکستری در دماهای آزمون‌های ۸۰- و ۰°C دارند. مقادیر چقرمگی ضربه کامپوزیت به ترتیب ۱۰٪ و ۴۰٪ بیشتر از مقادیر آن در چدن خاکستری ریختگی در دماهای ۸۰- و ۰°C می‌باشند.

همانطور که در شکل ۲ نشان داده شده، برای نمونه‌های نرماله شده، مقدار چقرمگی ضربه کامپوزیت با افزایش دمای آزمون، افزایش یافته است. ماکزیمم افزایش در چقرمگی ضربه در دمای ۲۷°C مشاهده شد. مقادیر چقرمگی ضربه در نمونه‌های کامپوزیت تحت شرایط نرماله کردن در دمای ۹۰۰°C بالاتر از نمونه‌های چدن خاکستری تحت شرایط نرماله کردن در دمای ۹۰۰°C به ترتیب برای دمای آزمون در ۸۰-، ۰ و ۲۷°C است. باید در نظر داشت که اساساً، چقرمگی ضربه چدن خاکستری با تقویت کننده فولادی با چقرمگی بالا (۳۵ ژول در ۴۰°C-) به خوبی نمونه‌های ریختگی به طور قابل ملاحظه‌ای بهبود می‌یابد. انتظار می‌رود که چقرمگی ضربه با افزایش در کسر حجمی و جهت گیری تقویت کننده و علاوه بر آن چقرمگی شکست و استحکام، افزایش خواهد یافت [۱۱، ۱۷]. برای هر دمای آزمون، دمای نرماله کردن، تاثیر کمی بر روی چقرمگی ضربه داشت. مقدار چقرمگی ضربه نمونه‌های کامپوزیتی که در دمای ۸۰- و ۰°C آزمایش شده‌اند، با نرماله کردن در دمای ۸۰۰ و ۹۰۰°C بهبود یافت و چقرمگی ضربه نمونه‌های آزمایش شده در دماهای ۸۰- و ۰°C زیاد شده و در دماهای ۸۰۰ و ۹۰۰°C به ترتیب ۲۳/۳٪

برینل اندازه‌گیری شد و سپس مقدار آن طبق جدول تبدیل داده شده در استاندارد ASTM E92-72 به سختی ویکرز تبدیل شد. منحنی اصلی، زمینه، تقویت کننده و منطقه میانی بطور جداگانه در نمونه‌های ریختگی و نرماله شده رسم شده است.

۳- نتایج و بحث

۳-۱ چقرمگی ضربه

۳-۱-۱ چدن خاکستری

آزمون‌های چقرمگی ضربه چارپی در سه دمای مختلف (۸۰-، ۰ و ۲۷°C) انجام شد. نتایج آزمون‌ها بطور خلاصه در جدول ۲ ارائه شده است. اگر چه مقادیر چقرمگی ضربه با افزایش دمای آزمون برای هر دو نمونه ریختگی و نرماله شده، به مقدار جزئی افزایش یافت، ولی بطور کلی، چقرمگی ضربه چدن خاکستری بخاطر حضور گرافیت‌های آزاد و به شکل ورقه‌ای نسبتاً پایین است. همانطور که در جدول ۲ دیده می‌شود، برای هر دمای آزمون، افزایش قابل ملاحظه‌ای در انرژی با افزایش دمای نرماله کردن به چشم نمی‌خورد و از آنجائیکه عملیات حرارتی، مورفولوژی گرافیت‌های ورقه‌ای را تغییر نمی‌دهد، ماکزیمم چقرمگی ضربه برای نمونه ریختگی حدود ۳ ژول و برای نمونه نرماله شده در دمای ۹۰۰°C بیشتر از دمای ۲۷°C بدست آمد. آسلانتس^۱ و همکارانش چقرمگی ضربه چدن خاکستری را در دمای اتاق ۴/۱ ژول اندازه‌گیری کردند [۱۹]. حداقل انرژی جذب شده چدن خاکستری در شرایط نرماله در دمای ۸۰۰°C بدست آمد که در این دما ریزساختار گرافیت‌های ورقه‌ای متفاوت را داراست که بطور مختصر در زیر توضیح داده شده است. همچنین دمای انتقال نشکن به تدریج برای چدن خاکستری قابل اندازه‌گیری نیست.

۳-۱-۲ کامپوزیت چدن خاکستری تقویت شده

با سیم فولادی

شکل ۲ نتایج آزمون چقرمگی ضربه چارپی برای چدن

^۱ Aslantas

و ۴۲/۸٪ افزایش داشته‌اند.

هر چند که دمای نرماله کردن بر روی مقدار چقرمگی ضربه نمونه کامپوزیتی آزمایش شده در دمای محیط (27°C) اثری نداشت که این موضوع می‌تواند یک شرایط غیر قابل انتظار را در نظر داشته باشد. به هر حال، این نتیجه غیر قابل درک است و بعد از مشاهده سطوح شکست نمونه‌ها بطور مختصر در زیر توضیح داده شده است.

سطوح شکست نمونه‌ها بوسیله SEM بررسی شدند. شکل ۳a سطح شکست چدن خاکستری (زمینه) را نشان می‌دهد که فرورفتگی بزرگی همراه با ورقه‌های گرافیت بطور واضح آشکار شده و هیچ باریک شدن موضعی دیده نشده است. حفره‌ها و فرورفتگی‌ها روی سطح شکست، نشانه فصل مشترک ضعیفی بین ورقه‌های گرافیت و زمینه است. برخی مشاهدات شکست ترد را در سطح شکست چدن خاکستری استفاده شده در این تحقیق نشان می‌دهد. نوع شکست در چدن وابستگی زیادی به مورفولوژی گرافیت‌های آزاد دارد که توسط آرانزابل^۱ و سیمسیر^۲ بحث شده است [۲۰]، [۱۹]. علاوه بر آن آرانزابل نشان داد که چنین پراکنندگی در ساختار چدن سخت شده، بطور کلی شکست نرم را رد می‌کند. بهر حال گرافیت ورقه‌ای باعث تمرکز تنش می‌شود و باعث گسترش شکست از حالت موضعی به کل ساختار می‌شود [۲۰].

در نواحی انتقال، شکست ترد مشاهده شد. قسمت چدن از ناحیه انتقالی ریزساختار متفاوتی از زمینه را داشت، زیرا گرافیت‌های ورقه‌ای حل شده و از سمت چدن به قسمت سیم فولادی که کربن کمی دارد در حین انجماد نفوذ کرده است. انحلال کامل گرافیت‌ها، از قسمت چدن از ناحیه انتقالی، کامل نمی‌شود، زیرا در فرورفتگی‌ها و در سطح شکست، انحلال جزئی برخی گرافیت‌ها مشاهده شده است (شکل ۳-b). شکل ۴-a-d سطوح شکست ناحیه انتقال و سیم فولادی را نشان می‌دهد. آزمایشات در دمای 27°C برای نمونه ریختگی و نرماله شده انجام شده است. همچنین عدم

اتصال بین چدن خاکستری و فیبر فولادی در نمونه ریختگی (شکل ۴a) و همچنین در نمونه نرماله شده در دماهای 800°C و 850°C (شکل ۴b و ۴c) مشاهده شده است. می‌توان گفت که زمینه و تقویت کننده بخاطر فصل مشترک تحت اعمال بار رفتار جداگانه‌ای داشتند. هنگامیکه نیروی ضربه اعمال شد، یک ترک در لبه نمونه ایجاد شد و بطور کامل در زمینه ترد، بجز در رشته فولادی رشد می‌کند و نیرو توسط رشته فولادی منتقل شد و باعث منحرف شدن ترک بخاطر عدم اتصال بین زمینه و رشته شده و سرانجام منجر به شکست رشته می‌شود. انحراف ترک، باعث بهبود چقرمگی ضربه کامپوزیت در شرایط ریختگی و نرماله در دماهای 800°C و 850°C شد [۲۱]. عرض عدم اتصال با افزایش دماهای نرماله کردن، کاهش یافت و عدم اتصال در نمونه عملیات حرارتی نرماله شده در دمای 900°C مشاهده نمی‌شود (شکل ۴d) و همچنین رشد ترک در زمینه در شکل ۴d دیده شد. به عنوان مثال انحراف ترک در جلوی ناحیه انتقالی اتفاق افتاد و از آنجایی که زمینه (چدن خاکستری) خیلی تردتر از ناحیه انتقالی است، کیفیت پیوند در نمونه‌ای که در دمای 900°C نرماله شده، به خاطر نفوذ بیشتر کربن در این دما و تشکیل پیوند متالورژیکی در فصل مشترک، بهبود یافت. این موقعیت منجر به کاهش چقرمگی ضربه کامپوزیت می‌شود. به هر حال، حضور سیم فولادی منجر به افزایش در چقرمگی ضربه کامپوزیت شده است. در سطوح شکست سیم فولادی، دو نوع شکست مجزا مشاهده می‌شود. در شکل ۴a-d ترک از لبه به مرکز فولاد آمده و نوع شکست از ترد به نرم تبدیل می‌شود که دلیل آن به خاطر تغییر ریزساختار از میزان کربن بالا به کربن پائین به خاطر نفوذ کربن است. مرز ناحیه شکست ترد در سیم فولادی به طور واضح در شکل ۴d نشان داده شده است. رفتار شکست نمونه کامپوزیت نرماله شده در دمای 900°C به خاطر اینکه عدم اتصال در طول فصل مشترک دیده نشده (شکل ۴d)، متفاوت از سایر نمونه‌ها است. هنگامی که بار اعمال می‌شود، ترک از عرض ناحیه انتقال می‌گذرد و در منطقه نرم با مقدار کربن کم یعنی سیم

¹ Aranzabal

² Simsir

فولادی به تعویق می‌افتد. انرژی خیلی بیشتری برای تغییر فرم پلاستیک در این منطقه نرم، مصرف شده است. این شرایط همچنین قابل بحث می‌باشد که افزایش چقرمگی ضربه کامپوزیت در AR^1 سیم فولادی نیز لحاظ گردیده است. AR نسبت طول به قطر رشته است. اگر این نسبت افزایش یابد، خواص مکانیکی کامپوزیت از جمله چقرمگی ضربه آن افزایش می‌یابد. تحت اعمال بار این دو ناحیه از هم جدا شده و بار توسط ناحیه نرم تحمل شده است. قطر جزء نرم فولادی کاهش یافته و به همان اندازه‌ای که سیم فولادی جدید، قطرش کوچک شد، AR نوار رشته افزایش یافت. به طور کلی، نتیجه می‌شود که اگرچه انحراف از یک ترک به خاطر عدم اتصال فصل مشترک که یک مکانیزم بالا بردن چقرمگی است و مکانیزم تقسیم و پخش نیرو، مکانیزم حاکم بر کامپوزیت است و مقادیر چقرمگی، این ادعا را تأیید می‌کند. مشاهدات مشابه و بحث‌ها می‌تواند برای سایر نمونه‌ها انجام شوند و دمای آزمون‌ها را هم در $80^\circ C$ و $0^\circ C$ تنظیم کنند. هر چه دما کاهش یافته است، مشاهده می‌شود که نوع شکست به سمت کاملاً ترد رفته و سطح شکست صاف تر و خصوصاً روشن تری در ناحیه انتقال و سیم فولادی بدست می‌آید. فرورفتگی‌های موضعی در سطح شکست در نمونه نرماله شده در دمای $900^\circ C$ و آزمایش شده در $80^\circ C$ مشاهده می‌شود. سیم فولادی داکتیلیتی اش را از دست داده و چقرمگی ضربه کامپوزیت کاهش یافت. وقتی که بار به کامپوزیت اعمال می‌شود، بار عملی بین زمینه و تقویت کننده به وسیله انتقال از زمینه به تقویت کننده تقسیم می‌شود. انتقال بار توسط پیوند فصل مشترک بین تقویت کننده و زمینه کنترل شده و سایر خواص مکانیکی کامپوزیت از جمله چقرمگی ضربه را نیز کنترل می‌کند [۱۱ و ۱۷].

۳-۲ ریزساختارها

به منظور تغییر ساختار گرافیت در چدن با عملیات حرارتی نرماله کردن، نمونه چدن خاکستری بدون تقویت کننده

و بدون اچ کردن با میکروسکوپ نوری و بزرگنمایی $100\times$ در شرایط ریختگی و نرماله شده در دماهای $800^\circ C$ و $850^\circ C$ بررسی شدند (شکل d-5a). ساختار گرافیت در نمونه چدن خاکستری تحت شرایط ریختگی و نرماله شده در دمای $900^\circ C$ را نشان می‌دهد. ساختار گرافیت‌ها در نمونه ریختگی، چدن خاکستری بدون تقویت کننده از نوع $1A3-5^2$ تشکیل شده است. به عنوان مثال، جهت گیری اتفاقی، توزیع هموزن، ضخیم و تا حدودی نوک تیز و ورقه‌ای هستند (شکل 5a). عملیات حرارتی تأثیری در طول و فرم گرافیت‌های ورقه‌ای ندارد اما ورقه‌های ریز ناپدید شدند و ضخامت ورقه‌ها کاهش یافتند، اما کربن رسوب داده شده مشابه کره‌ها به خاطر نفوذ کربن درشت تر شده و توزیع گرافیت‌های ورقه‌ای در زمینه با عملیات حرارتی نرماله کردن تغییر نکرده است. به عنوان مثال، نوع $1A3$ در شکل 5b را مشاهده کنید. موقعیت مشابه توسط آکدمیر^۳ مشاهده شده است [۱۱]. ساختارهای مشابه برای چدن خاکستری نرماله شده در $850^\circ C$ بدست آمد. تنها تفاوت در نوع گرافیت‌های ورقه‌ای نمونه کامپوزیت شده و نرماله شده در دمای $800^\circ C$ در شکل 1AB است.

مقدار ترکیبی از گرافیت‌های ورقه‌ای، تأثیر معکوسی بر انرژی جذب شده چدن خاکستری دارد. بنابراین، افزایش قابل ملاحظه‌ای در چقرمگی ضربه چدن خاکستری بدون تقویت کننده برای شرایط ریختگی و شرایط عملیات حرارتی نرماله کردن، وجود ندارد. ساختار گرافیت ($1A3-5$) در نمونه‌های کامپوزیت در شرایط ریختگی و نرماله شده نیز مشاهده شده است. تنها تفاوت در نوع ورقه‌های گرافیت در نمونه کامپوزیتی که در دمای $800^\circ C$ نرماله شده با ترکیب $1AB$ و همچنین در نمونه چدن خاکستری نرماله شده در دمای $800^\circ C$ است.

ریزساختار کامپوزیت که با SEM بررسی گردیده در شکل e-6a تحت شرایط نرماله در دمای $900^\circ C$ نشان داده

¹ Aspect Ratio

² ASTM A247-673

³ Akdemir

شده است. در این تصاویر، چدن خاکستری، ناحیه انتقال و رشته فولادی نشان داده شده است. به طور کلی، ریزساختار چدن خاکستری شامل گرافیت‌های ورقه‌ای در زمینه فازهای فریت و پرلیت (شکل 6b) است. ناحیه انتقال با طول $665\mu\text{m}$ از دو قسمت تشکیل شده، یکی ناحیه دکربوره شده در چدن و بعدی ناحیه کربوره شده در سیم فولادی است. ریزساختار ناحیه دکربوره شده با طول $139\mu\text{m}$ شامل مخلوطی از فازهای فریت و پرلیت بدون گرافیت ورقه‌ای است، که به خاطر نفوذ کربن تشکیل می‌شوند که در شکل 6c نشان داده شده است [11 و 12]. بنابراین نفوذ کربن به بهبود چقرمگی ضربه، کمک می‌کند. ریزساختار قسمت کربوره شده در ناحیه میانی تقریباً شامل فاز پرلیت ریز است که در شکل 6d نشان داده شده است. هر چه به سمت مرکز سیم فولادی پیش می‌رویم، ریزساختار تغییر کرده و شامل جزایر پرلیتی در زمینه فریت می‌شود (شکل 6e). ریزساختار مشابهی در نمونه‌های کامپوزیت شده در سایر دماهای نرماله مشاهده شد. دو تاثیر از عملیات حرارتی نرماله کردن در ریزساختار مشاهده شد. یکی نفوذ کربن که با افزایش دمای نرماله، افزایش یافت چرا که عرض ناحیه دکربوره $94\mu\text{m}$ ، $118\mu\text{m}$ و $129\mu\text{m}$ به ترتیب برای نمونه‌های ریختگی و نمونه‌های نرماله شده در دمای 800°C و نرماله در دمای 850°C اندازه‌گیری شده است. دوم اینکه افزایش نفوذ کربن با دمای نرماله باعث شد که تاثیر بهتری در ریزساختار چدن خاکستری در مورد انحلال گرافیت‌های ورقه‌ای و همچنین ریزساختار ناحیه میانی (شکل 6b) که باعث ریزتر شدن دانه‌های پرلیت، نسبت به شرایط ریختگی (شکل 6a) داشته باشد. مقدار فاز پرلیت در یک مقدار حجمی با افزایش نفوذ کربن در دمای بالاتر، افزایش می‌یابد [17]. این نشان می‌دهد که بهبود ریزساختار به چقرمگی ضربه کامپوزیت نسبت به چدن خاکستری بدون تقویت کننده، کمک می‌کند.

۳-۳ تاثیر Si

مشخص است که اگر مقدار Si در چدن افزایش یابد،

نقطه یوتکتیک به سمت چپ در دیاگرام فازی Fe-C شیفیت پیدا می‌کند. مقدار گرافیت آزاد، در زمینه با کاهش سرعت سرد کردن، افزایش می‌یابد. این عامل تاثیر بدتری بر روی خواص مکانیکی به خاطر حضور گرافیت‌های آزاد به شکل ورقه‌ای دارد. در شکل 7، مقدار Si در مرکز سیم، ناحیه انتقال و چدن خاکستری با EDS اندازه‌گیری شده است. همانطور که مشاهده می‌شود، مقدار Si از مرکز سیم تا چدن خاکستری به خاطر نفوذ Si افزایش یافته است [12]. مقدار Si در ناحیه میانی با افزایش دمای نرماله کردن افزایش یافت. یک تفاوت قابل ملاحظه‌ای بین مرکز سیم فولادی و فصل مشترک در میزان Si وجود دارد. به هر حال، نفوذ Si به سرعت نفوذ کربن نمی‌باشد زیرا Si در موقعیت‌های جانیشینی در Fe نفوذ می‌کند. Si باعث تشکیل فاز فریت و گرافیت‌های ورقه‌ای در چدن می‌شود. بنابراین، عمدتاً مقدار کمی از فاز فریت در ریزساختار قسمت چدن در ناحیه انتقال مشاهده می‌گردد. ریزساختار ناحیه دکربوره شده فاز پرلیت به خاطر کاهش Si موجود توسط نفوذ می‌باشد [19 و 22]. همچنین Si اچ کردن نمونه را به تاخیر می‌اندازد که ممکن است تصور شود که انحلال جزئی گرافیت‌ها در بخش چدنی در ناحیه انتقال قادر نیست به خاطر اچ نامناسب به طور واضح نشان داده شود. بعلاوه در حالی که نمونه در جریان کار آزمایشگاهی آماده می‌شود، توجه زیادی به آشکار سازی مورفولوژی گرافیت‌ها می‌شود. آماده سازی نمونه‌ها در حضور گرافیت‌های نرم در زمینه مشکل می‌باشد.

۴-۳ سختی

شکل 8 تفاوت مقادیر سختی ویکرز با دماهای نرماله کردن را نشان می‌دهد. چدن خاکستری بدون تقویت کننده در زمینه کامپوزیت مقدار سختی یکسانی دارند. این یک نتیجه قابل انتظار است که تغییری در ریزساختار وجود نداشته باشد. بنابراین، سختی چدن خاکستری در شکل 8 نشان داده شده است. علاوه بر آن، تغییر قابل ملاحظه‌ای در مقدار سختی هسته سیم فولادی با تغییر دمای نرماله کردن

نتایج زیر بدست آمده است:

۱- انرژی جذب شده چدن خاکستری اساساً با افزودن تقویت کننده نشکن، افزایش می‌یابد. مکانیزم اصلی، توزیع بار به خاطر بهبود در کیفیت پیوندی است که با نفوذ کربن، قوی تر می‌شود. در نظر داشته باشیم که فاز پرلیت در ناحیه میانی به وسیله نفوذ کربن، شکل می‌گیرد. حضور فاز پرلیت بدون فقدان مشارکت گرافیت‌ها، به بهبود چقرمگی ضربه مواد کامپوزیت کمک می‌کند.

۲- جذب انرژی کامپوزیت با کاهش دمای آزمون، کاهش یافته در حالیکه سیم فولادی در کامپوزیت داکتیلیته اش را کاهش داده و رفتار تردی ماده در دمای آزمون کاهش می‌یابد.

۳- چقرمگی ضربه در 27°C هیچ بهبودی را در مقایسه با کامپوزیت ریختگی نشان نمی‌دهد، در حالیکه رفتار شکست نمونه کامپوزیتی تحت شرایط نرماله کردن در دمای 900°C متفاوت از شرایط ریختگی است. همانگونه که مکانیزم شکست اصلی کامپوزیت ریختگی، انحراف ترک به خاطر عدم اتصال است که در نمونه نرماله شده، انحراف ترک در چدن خاکستری ترد است. به علاوه حضور فاز نشکن باعث به تعویق انداختن رشد ترک می‌شود.

۴- ناحیه انتقال، سختی بالایی دارد که به خاطر نفوذ C و Si است. به هر حال، تعداد گرافیت‌های ورقه‌ای، اندازه و توزیع آنها در چدن خاکستری و عرض ناحیه انتقال، به وسیله کسر حجمی تقویت کننده، مقدار کربن سیم فولادی، دمای ریخته‌گری و پارامترهای انجماد قابل کنترل است. اگر همه این پارامترها، مناسب انتخاب شود، حجم عاری از گرافیت‌ها در ناحیه انتقال می‌تواند افزایش یابد.

۵- چقرمگی ضربه چدن خاکستری با افزایش دمای نرماله، بهبود نمی‌یابد، زیرا که هیچ تغییری در مرفولوژی گرافیت‌های ورقه‌ای در چدن خاکستری با عملیات حرارتی نرماله کردن صورت نمی‌گیرد. عملیات حرارتی نرماله کردن، هیچ تاثیر قابل ملاحظه‌ای بر چقرمگی ضربه کامپوزیت ریخته‌گری شده ندارد، چون که ناحیه انحلال جزئی (بخش چدن خاکستری در ناحیه انتقال) به خاطر کسر حجمی کم در شرایط کار، محدود می‌شود.

به همین دلیل وجود ندارد (شکل ۸). به هر حال، در ناحیه انتقالی، مقادیر سختی با افزایش دمای نرماله کردن افزایش یافته است [۱۲، ۱۰ و ۹]. مقدار متوسط سختی بدست آمده از منطقه انتقالی ۳۱۵HV برای شرایط ریختگی و عدد سختی به میزان ۲/۳٪، ۲۲/۲٪ و ۲۷٪ در دماهای نرماله به ترتیب ۸۰۰، ۸۵۰ و ۹۰۰ افزایش یافته است. حضور گرافیت آزاد در ریزساختار سختی چدن را کاهش می‌دهد. اما گرافیت آزاد در بخش چدن از ناحیه انتقال حل شده در حالی که C و Si از چدن (با غلظت بالای کربن) به سمت سیم فولادی (با غلظت پائین کربن) نفوذ می‌کند. بنابراین، ناحیه عاری از گرافیت در ریزساختار بدست آمد که سختی بخش چدن در ناحیه انتقال را افزایش می‌دهد. در بخش فولادی از ناحیه انتقال، غلظت C به خاطر نفوذ کربن، افزایش می‌یابد. افزایش مقدار کربن به تشکیل فاز پرلیت در ریزساختار فولاد کمک می‌کند. سختی فاز پرلیت همیشه بزرگ تر از فاز فريت (ریزساختار هسته فولادی) است. بنابراین، سختی بخش فولادی از ناحیه انتقال بزرگ تر از هسته فولادی خواهد بود. هر دو حالت در شکل ۶a نشان داده شده است [۲۲].

برای کارهای آتی مقدار کربن رشته فولادی می‌تواند به گونه‌ای انتخاب شود که به اندازه کافی بالا باشد تا گرافیت‌های ورقه‌ای بتوانند به طور کامل با نفوذ کربن از چدن خاکستری به سمت رشته فولادی در طول انجماد و سرد شدن، حل شوند. با انتخاب درست پارامترهایی مثل شرایط ریخته‌گری، سرعت سرد کردن، جهت گیری رشته‌ها، پیش گرم کردن رشته‌ها و به خصوص کسر حجمی بالای رشته‌ها می‌توانیم چقرمگی ضربه بالایی را در کامپوزیت‌های چدنی با زمینه کاملاً عاری از گرافیت به طور اقتصادی تولید کنیم.

۴- نتیجه گیری

در این تحقیق، چقرمگی ضربه رشته تقویت کننده کامپوزیت چدنی که از سیم فولادی پیوسته کم کربن و زمینه چدن خاکستری ترد، ساخته شده است، بررسی شده و

- [1] C.F. Walton, T.J. Opar, Iron Casting Handbook, Iron Casting Society Inc., New York, 1981, pp. 57.
- [2] G. Bertolino, J.E.P. Ipina, Journal of materials Processing Technology 179 (2009) 202-206.
- [3] B.A. Ceccarelli, R.C. Dommarco, R.A. Martinez, G.M.R. Martinez, Wear 256 (2004) 49-55.
- [4] J.V. Giacchi, R.A. Martinez, R.C. Dommarco, Wear 262 (2007) 282-291.
- [5] W. Xu, M. Ferry, Y. Wang, Materials Science and Engineering A 390 (2005) 329-333.
- [6] Z.M. El- Baradie, M.M. Ibrahim, I.A. El-Sisy, A.A. Abd El-Hakeem, Materials Science 40 (4) (2004) 523-528.
- [7] H. Fu, Y. Miao, X. Chen, K. Hu, Z. Tian, Mat.-wiss.u. Werkstofftech. 38 (3) (2007) 233-238.
- [8] S.D. Antolovich, K. Kasi, G.R. Chanani, Fracture Toughness of Duplex Structures. Part I. Tough Fibers in a Brittle Matrix, ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1972, pp. 115-133.
- [9] N. Ozdemir, M. Aksoy, N. Orhan, Journal of Materials Processing Technology 141 (2003) 228-233.
- [10] M. Simsir, T. Ozturk, M. Doruk, Investigation of the fracture behavior of steel/steel laminates in crack divider orientation, Turkish Journal of Engineering and Environmental Science 28 (2004) 397-404.
- [11] A. Akdemir, H. Arikan, R. Kus, Materials Science and Technology 21 (2005) 1099-1102.
- [12] B. Kurt, N. Orhan, A. Hascalik, Materials and Design 28 (7) (2007) 2229-2233.
- [13] M.B. Karamis, A. Tasdemirci, F. Nair, Composites: Part A 34 (2003) 217-226.
- [14] A. Kawamata, H. Mihashi, Y. Kaneko, K. Kirikoshi, Engineering Fracture Mechanics 69 (2002) 249-265.
- [15] F. Carreno, J. Chao, M. Pozuelo, O.A. Ruano, Scripta Materialia 48 (2003) 1135-1140.
- [16] J. Hashmi, L. Looney, M.S.J. Hashmi, Journal of Materials Processing Technology 123 (2002) 251-257.
- [17] M. Simsir, Journal of Materials Science 42 (2007) 6701-6707.
- [18] D.R. Lesuer, C.K. Syn, O.D. Sherby, J. Wadsworth, J.J. Lewandowski, W.H. Hunt, International Materials Reviews (1996) 41-169.
- [19] K. Aslantas, S. Talas. Tasgetiren, Engineering Failure Analysis 11 (2004) 369-373.
- [20] J. Aranzabal, I. Gutierrez, J. M. Rodriguez-Ibabe, J.J. Urcola, Metallurgical & Materials Transaction A 28 (1997) 1143-1156.
- [21] A. Rohatgi, D.J. Harach, K.S. Vecchio, K.P. Harvey, Acta Materialia 51 (2003) 2933-2957.
- [22] R. Kus, Investigation of mechanical properties of gray cast iron composite reinforced with low carbon steel fiber, Selcuk University, Ph.D. Thesis, 2007.
- [23] J.M. Radzikowska, Materials Characterization 54 (2005) 287-304.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی چدن خاکستری و سیم فولادی (wt.%).

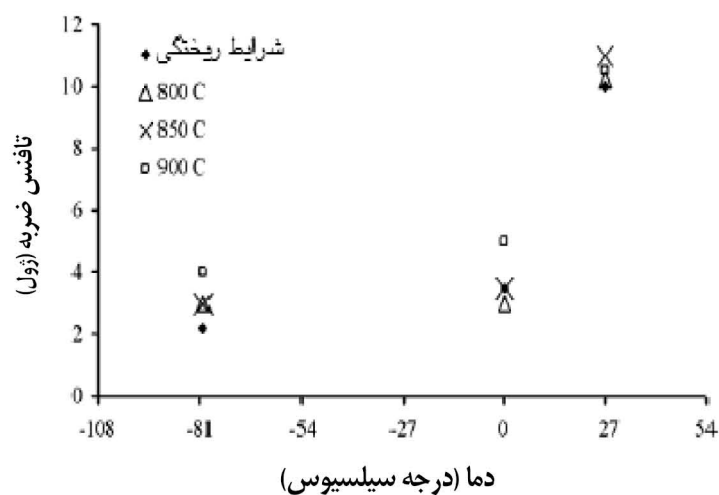
Fe	S(max)	P(max)	Mn	Si	C	مواد
باقیمانده	۰/۱۰	۰/۴۲	۰/۷۲	۲/۵۰	۳/۵۰	چدن
باقیمانده	۰/۰۴	-	۰/۴۵	۰/۰۴	۰/۰۷	سیم فولادی (EN 756-S1)

جدول ۲. نتایج آزمون چقرمگی ضربه چارپی چدن خاکستری (ژول).

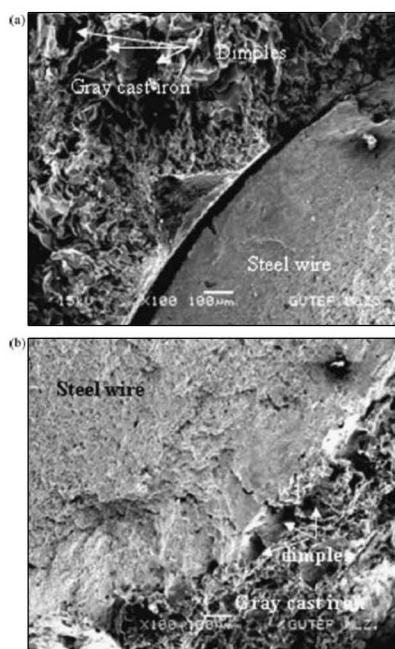
دمای نرماله کردن (درجه سلسیوس)	دمای آزمون (درجه سلسیوس)		
	-۸۰	۰	۲۷
شرایط ریختگی	۲.۰	۲.۵	۳.۰
۸۰۰	۲.۱	۲.۰	۲.۵
۸۵۰	۲.۰	۲.۵	۲.۸
۹۰۰	۲.۰	۲.۸	۳.۰



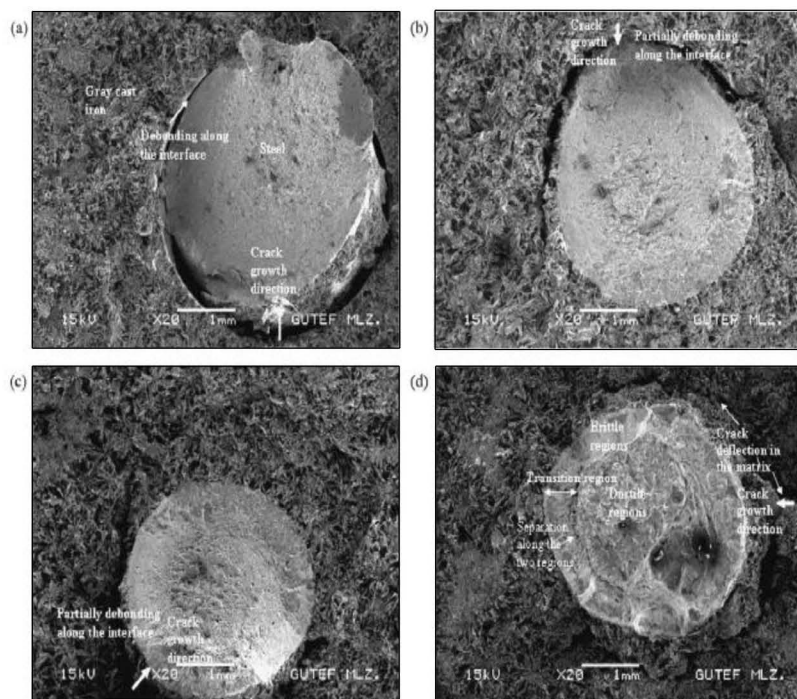
شکل ۱. تصویر شماتیکی از نمونه آزمون چقرمگی ضربه چارپی (همه ابعاد به میلیمتر است).



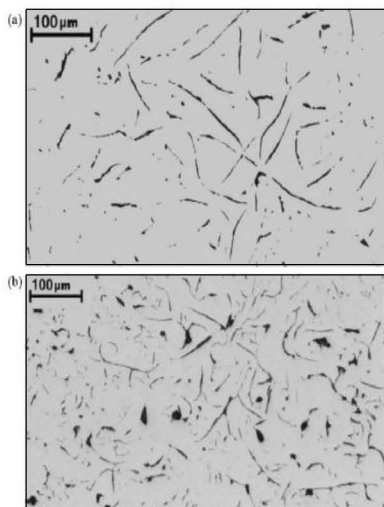
شکل ۲. تاثیر درجه حرارت آزمون بر روی چقرمگی ضربه چارپی کامپوزیت برای دماهای نرماله کردن متفاوت.



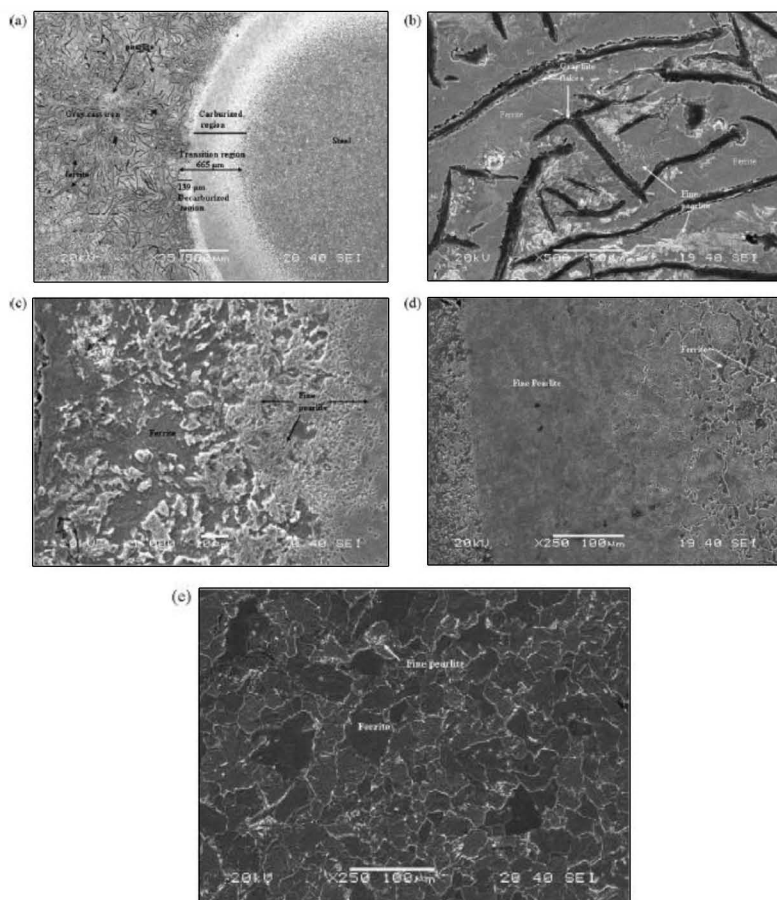
شکل ۳. فرورفتگی‌ها بخاطر فصل مشترک ضعیف بین گرافیت ورقه‌ای و زمینه در (a) زمینه چدن خاکستری و (b) ناحیه انتقالی.



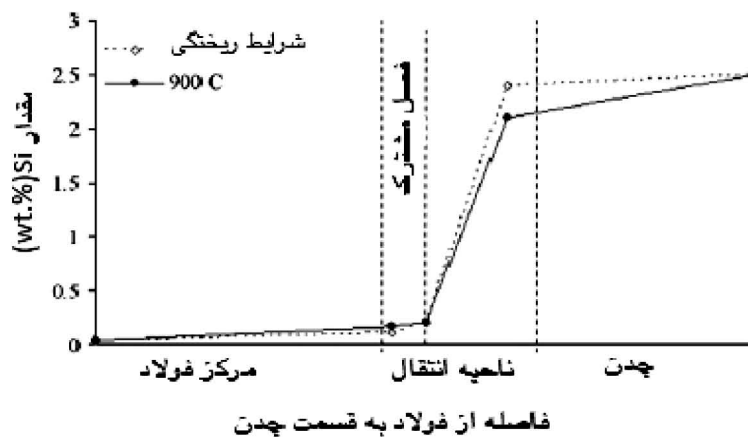
شکل ۴. سطح شکست کامپوزیت‌ها از (a) شرایط ریختگی، نرماله شده در: (b) 800°C ، (c) 850°C و (d) 900°C . (آزمون‌های چقرمگی ضربه در دمای 27°C انجام شده است).



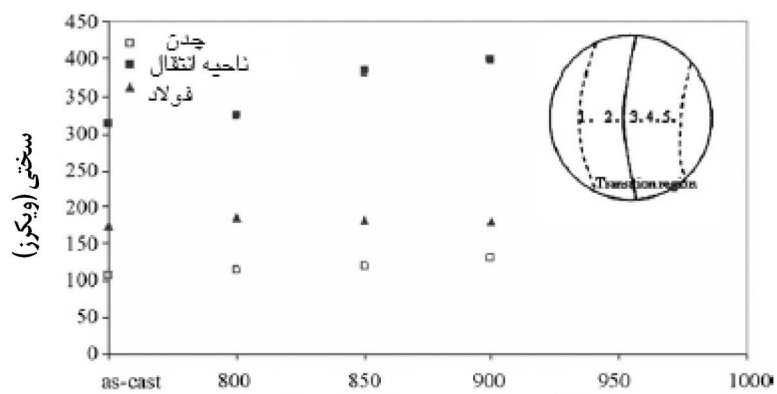
شکل ۵. ساختار گرافیت در چدن خاکستری بدون تقویت کننده برای: (a) حالت ریختگی (b) نرماله کردن در دمای 900°C .



شکل ۶. ریزساختارهای نمونه کامپوزیت نرماله شده در دمای 900°C : (a) نمای کلی، (b) چدن خاکستری، (c) قسمت دکرپوره شده، (d) بخش کرپوره شده ناحیه انتقال و (e) مرکز فولاد.



شکل ۷. تغییرات مقدار Si از مرکز فولاد به سمت چدن خاکستری.



دمای نرماله کردن (درجه سلسیوس)

شکل ۸. تغییرات سختی با درجه حرارت‌های عملیات حرارتی نرماله کردن برای نواحی چدنی، حد واسط و سیم فولادی کامپوزیت.

بهبود سیستم‌های پیش گرم کردن پاتیل: کاهش هزینه‌های عملیاتی و مزایای اضافی از بهینه‌سازی چرخه ذوب تا ذوب کوره قوسی الکتریکی

ترجمه: مهندس اصغر معماری
ویراستار: مهندس محمد حسین نشاطی
شرکت فولاد آلیاژی ایران

خلاصه:

توجه دقیقی بایستی بر روی تنظیم کردن (پیش گرمایش) این تجهیز قبل از استفاده از آن (ریخته‌گری فلز مذاب) مبذول داشت.

در سال‌های اخیر تولید کنندگان فولاد همه روشهای ممکن جهت بهبود عملکرد کارخانجاتشان را به منظور کاهش هزینه‌های تجهیزات همچنین جهت کاهش انرژی، مورد بررسی قرار داده‌اند. بنابراین بخش اعظمی از تجزیه و تحلیل بر روی فرآیندهای با بیشترین مصرف انرژی برای مثال بر روی کوره‌های قوس الکتریکی و یا کوره‌های باز گرمایشی فولاد اختصاص داده شده است.

با وجود این، از جمله منابع فراموش شده "هزینه‌ها" می‌تواند موارد مربوط به فرآیندهای پیش گرمایش پاتیل‌ها باشد.

در حقیقت معمولاً مصرف سوخت مورد نیاز، همینطور ترتیب سیکل‌های نگهداری-گرم کردن در مورد ایستگاه‌های گرم کن چند گانه (چند منظوره)، شامل، همه آن مواردی است که بیشترین ارتباط با هزینه‌ها را دارند، مانند تعداد تعویض جداره نسوز پاتیل به علت دقیق گرم

به دنبال نیروی محرکه (انگیزه) کاهش هزینه و با هدف ترویج استفاده منطقی‌تر از انرژی، همچنین با قبول رهنمودهای Kyoto تجزیه و تحلیلی از قابلیت ارتقاء سیستم‌های گرمایشی پاتیل صورت گرفت.

ارزیابی اولیه استفاده از انواع متعددی از ایستگاه‌های گرمایشی به منظور تعیین مشکلات اصلی هر کدام از فرآیندها و جهت تعریف و تدوین قابلیت‌های آنها انجام شد.

ترکیب تجربه در طراحی مشعلهای هوا-سوخت و مشعلهای اکسیژن-سوخت امکان توسعه نسل جدیدی از مشعلها، یعنی مشعلهای هوا-سوخت گازی-اکسیژن را فراهم آورد.

این دسته از مشعلها مزایای قابل توجهی را از نظر انعطاف پذیری فرآیندها ارائه می‌کنند، که منجر به مزایای اضافی عملیاتی کوره‌های قوس الکتریکی خواهد شد، همانطوریکه توسط نتایج بکارگیری قبلی سیستم گرمایشی پاتیل سوخت اکسیژنی ارائه شده است.

کلمات کلیدی: احتراق، پاتیل، پیش گرمایش، سوخت-هوا، سوخت-اکسیژن، بهینه سازی فرآیند گرم کردن

۱- مقدمه

پاتیل معمولاً به عنوان تجهیز ساده‌ای از فرآیند فولادسازی در نظر گرفته می‌شود، علیرغم این حقیقت که

این متن ترجمه مقاله زیر است:

F.Dentella, A. Recanati, "Enhanced ladle preheating systems: operating costs reduction and additional benefits related to EAF tap to tap cycle optimization", Conference Innovation in EAF and in Steel Making Process, Milan - Italy, 27-28 May 2009.

نکردن یا تعدد تاخیرهای تخلیه ناشی از پاتیل‌های سرد به صورت صحیح تحت پایش قرار نگرفته‌اند.

به منظور فائق آمدن بر این مشکلات بالقوه، راه‌حلهای احتراق جدید، شامل تکنولوژی‌های احتراق-اکسیژن سوز با هدف طراحی مناسب‌ترین ایستگاه گرم کردن جهت تامین اهداف عملیاتی توسعه یافته است.

به منظور انتخاب صحیح نوع مشعل مورد نیاز، انجام تجزیه و تحلیل اهداف متعددی که معمولاً برای ایستگاه‌های گرم کردن پاتیل تعریف شده امری اجباری است.

۲- ایستگاه‌های گرم کردن پاتیل

۱-۲ مورد اول: اولین مرحله خشک کردن

اولین مرحله فرآیند گرم کردن هر نسوز-سازه نسوز کاری شده (یک کوره هم‌منظور یک پاتیل)-بایستی با رعایت کمترین سرعت گرم کردن انجام شود.

معمولاً بخش اولیه شیب حرارتی دارای کمترین نرخ دمای گرم کردن می‌باشد (برای مثال $10^{\circ}\text{C}/\text{h}$ یا $5^{\circ}\text{C}/\text{h}$) و این بخش از گرمایش معمولاً دارای محدوده زمانی زیادی است (برای مثال ۵۰ ساعت تا حدود ۳۰۰ ساعت) که تکنولوژی‌های احتراق سوخت-هوا اساساً تنها دارنده عوامل مناسب جهت دستیابی به نیازمندیهای فرآیند می‌باشند.

در واقع توزیع یکنواخت انرژی بر روی تمامی سطح داخلی فقط از طریق پخش مقادیر زیادی از محصولات احتراق، تولید شده توسط شعله در درجه حرارت نسبتاً سرد حاصل خواهد شد.

به این دلیل، متداول‌ترین نوع مشعلهای منطبق با خواسته فوق، از نظر هندسی دارای طول و پهنای شعله زیاد هستند که به خصوص در زمانیکه از هوای اضافی استفاده می‌نمایند پایدار می‌باشند. (جهت کاهش دمای شعله و افزایش پدیده انتقال حرارت از طریق جابجایی).

بعد از یک حد درجه حرارت معین (برای مثال ۳۵۰ تا ۴۰۰ درجه سانتیگراد مطابق با خصوصیات جداره نسوز)

نرخ گرم کردن شروع به افزایش می‌کند و بنابراین دیگر نیازی به ادامه کار واحد احتراق در شرایط بیشتر از نسبت استوکیومتری نیست.

یک سیستم کنترلی ساده و قابل اعتماد استفاده شده بر روی رگولاتورهای تنظیم نسبت سوخت-هوای استاندارد جهت تنظیم اتوماتیک شرایط سوختن استوکیومتری/بیش از استوکیومتری مطابق با درجه حرارت اندازه‌گیری شده پاتیل مناسب است.

۲-۲ مورد دوم: دمای نگهداری متوسط/بالا

مدیریت و قابلیت دسترسی به پاتیل‌های گرم متعدد یکی از اصلی‌ترین نگرانی‌ها در برنامه ریزی زمانی چرخه فولاد جهت بار ریزی و ریخته‌گری فولاد است.

بنابراین تعداد زیادی از کارخانجات بزرگ دارای ایستگاه‌های گرم کردن چند منظوره جهت نگهداری درجه حرارت چندین پاتیل به صورت هم‌زمان در حد دمای متوسط/بالا، عمدتاً جهت جلوگیری از خطر تاخیر در تخلیه کوره قوس الکتریکی، ناشی از تاخیرات بالقوه در گرم کردن پاتیل در درجه حرارت‌های بالا هستند. (برای مثال 900°C)

در هر زمان فقط یک پاتیل به منظور دستیابی به درجه حرارت مورد انتظار قبل از صدور مجوز تخلیه فولاد مذاب از کوره قوس الکتریکی بیشتر از بقیه گرم می‌شود.

واضح است که، نگهداری چندین پاتیل به صورت هم‌زمان در درجه حرارت بالا به خاطر اطمینان از در دسترس بودن پاتیل سبب هزینه‌های اضافی نه تنها از منظر هزینه سرمایه‌گذاری، بلکه از منظر مصرف انرژی می‌شود.

سیستمهای احتراق که برای این نوع کاربرد بیشتر متداول‌اند، مشعل‌های سوخت هوای متداول، با امکان تجهیز با سیستم بازیابی حرارت خروجی (رکوپراتورهای فلزی) جهت پیشگرم هوای احتراق و کاهش اتلاف حرارت در گازهای سوخت، آزاد شده در درجه حرارت‌های بالا هستند.

با این وجود، راه حل پیش گرمایش هوا به دلایل متعدد

مثل، هزینه های اضافه شده جهت سرمایه گذاریها و نیاز به فضای اضافی برای مبدل حرارتی، و عمدتاً به علت بازدهی نسبتاً پایین تر به طور وسیعی پذیرفته نشده اند.

۲-۳ مورد سوم: بیش گرمایش قبل از تخلیه

مطابق با جانمایی کلی محوطه کوره قوس الکتریکی، یکی از ایستگاه های گرمایش که قبلاً ذکر شد، می تواند جهت بیش گرمایش پاتیل و یا یک ایستگاه اختصاصی می تواند در نزدیکی کوره به منظور حداقل سازی افت درجه حرارت ضمن انتقال پاتیل به محوطه تخلیه نصب شود.

معمولاً محدودیتی در مورد نرخ افزایش درجه حرارت برای این ایستگاه های گرم کن به جز در مورد اولین سیکل خشک کردن وجود ندارد.

علاوه بر این، هر چه گرم کردن سریعتر و درجه حرارت حاصل از آن بالاتر باشد، حداقل سازی افت درجه حرارت فلز و شوکهای حرارتی بر روی جداره نسوز به علت گرادیان حرارتی بین فولاد مذاب و سطح داخلی پاتیل بهتر است.

بر طبق مورد ذکر شده قبلی، سیستم های احتراق با بیشترین تناسب برای این نوع کاربرد مشعل های سوخت- هوای متداول با امکان تدارک یک سیستم بازیابی حرارت خروجی هستند، حتی اگر در حالت عادی فضای خالی محدودی برای مبدل های حرارتی در محوطه اطراف کوره قوسی وجود داشته باشد.

در این مورد، یکی از محدودیت های اصلی فرآیند با خواص شعله تولید شده با تکنولوژیهای احتراق سوخت- هوا مرتبط است. درجه حرارت شعله برای این نوع مشعل به متوسط دمای نزدیک به 1800°C محدود شده و خواص آن از نظر انتقال حرارت از طریق تشعشع، به علت انتشار شعله ناشی از حضور مقدار زیادی از N_2 در محصولات احتراق نسبتاً ناچیز است.

بنابراین فرآیند بیش گرمایش پاتیل تا درجه حرارت نزدیک به 900°C تا 1000°C تحت تاثیر سرعت آرام

افزایش درجه حرارت ناشی از خواص شعله مشعل های سوخت- هوا قرار می گیرد.

این نیروی محرکه اصلی برای ترغیب توسعه آلترناتیوهای متعدد سیستم های احتراق، که بیشتر بر اساس تکنولوژی های احتراق اکسیژن خالص می باشند، است.

۳- تکنولوژیهای احتراق سوخت- هوا در مقایسه با سوخت-اکسیژن

خواص اصلی تکنولوژیهای احتراق سوخت-اکسیژن و فرآیند توسعه مرتبط با آن در مقایسه با راه حل های سوخت- هوا در طی کاربردهای صنعتی در چندین سال اخیر به خوبی شناخته شده است.

به منظور خلاصه سازی مزایای انواع آن راه حلها، در کل می تواند پذیرفته شود که استفاده از اکسیژن خالص امکان دستیابی به موارد زیر را ایجاد می کند:

۱- افزایش بازدهی فرآیند حرارتی، ناشی از کاهش اتلاف حرارتی در گازهای خروجی.

۲- افزایش انتقال حرارت تابشی (تشعشعی)، ناشی از حرارت بالاتر شعله و بهبود انتشار شعله.

۳- کاهش هزینه های سرمایه گذاری برای تجهیزات نصب شده جدید یا باز سازی تجهیزات موجود.

بنابراین این دو بهبود اصلی معمولاً منتج به کاهش مصرف سوخت و نرخ بیشتر فرآیند گرم کردن می شود.

با وجود این، طراحی معمولی مشعل های سوخت-اکسیژن اساساً برای کاربردهای خاص مثل پیش گرم کردن پاتیل مناسب در نظر گرفته نمی شود.

درجه حرارت بالای شعله و شکل فشرده آن، در حقیقت سبب تقویت توزیع حرارتی متمرکز به جداره نسوز می شود که امکان دستیابی به توزیع همگن انرژی بر روی کل سطح، داده نمی شود، لذا منجر به افزایش خطرات تشکیل نقاط گرم و تنش حرارتی ناشی از آن خواهد شد.

با هدف دستیابی به این نوع نیازمندی، نسل جدیدی از مشعل های سوخت-اکسیژن با درجه حرارت اندک نوک شعله و شکل شعله شبیه به مشعل هوایی متداول (پهن و

طولیل) توسعه یافته است.

طرح ویژه نازل‌های تزریقی اکسیژن باعث رقیق شدن (تقلیل) واکنش احتراق، محدود کردن افزایش درجه حرارت شعله و بنابراین کاهش خطرات تخریب بدنه شد، در عین حال سبب افزایش همگونی توزیع انرژی بیشتر در پاتیل‌های با اندازه بزرگ شد. (شکل ۱)

با این حال، رویکرد اصلی در جایگزینی مشعل‌های سوخت-هوا با مشعل‌های سوخت-اکسیژن در عملکرد صنایع متعددی به صورت گلوگاه خود را نشان داده شده است، محدودیت در استفاده از سیستم جدید حتی در مراحلی که نوع قدیمی عملکرد بهتری داشت. (برای مثال خشک کردن پاتیل یا نگهداری پاتیل در حداقل درجه حرارت).

از این نوع مشعل توسعه یافته که مناسب برای برآورده کردن آخرین نیازمندی ذکر شده نیز می‌باشد. (یک مشعل هوا-سوخت گازی-اکسیژن (که با اختصار AGO نشان داده می‌شود).

مشعل AGO به منظور کسب انعطاف پذیری عملیاتی در فرآیندهای گرم کردن در دماهای بالا طراحی شده است. در حقیقت این سری از مشعل‌ها "نسل شعله کم دما" مشعل‌ها را توسط ترکیب کردن مشعل سوخت-هوا با مشعل سوخت-اکسیژن محقق ساخته است.

خصوصیت اصلی این نوع راه حل این است که سیستم احتراق می‌تواند در دو حالت مختلف سوخت-اکسیژن یا سوخت-هوا مطابق با انتخاب اپراتور یا مطابق با درجه حرارت فرآیند و وصل شدن اتوماتیک عمل کند.

بنابراین، انعطاف پذیری مشعل‌های سری AGO مزایای هردو تکنولوژی احتراق را دارد.

برای مثال مشعلی که بایستی در حالت سوخت-هوا استفاده شود در موارد زیر است.

- ۱- خشک کردن اولیه
- ۲- پیش گرم از درجه حرارت پایین
- ۳- زمان نگهداری زیاد در دمای پایین / متوسط
- ۴- فاز بیش گرمایش در نبود اکسیژن

استفاده از حالت سوخت-اکسیژن بیشتر برای موارد زیر مناسب است:

- ۱- بیش گرمایش از درجه حرارت متوسط به درجه حرارت بالا
- ۲- گرم کردن سریع از درجه حرارت پایین به علت تاخیرات ناخواسته
- ۳- زمان نگهداری زیاد در درجه حرارت متوسط / اندک در صورت تعمیرات دمنده هوا (شکل ۲)

۴- نتایج حاصل از راه حل‌های اجرایی سوخت-اکسیژن: بهینه سازی چرخه ذوب تا ذوب کوره

بازدهی راهکارهای احتراق سوخت-اکسیژن که از طریق شرکت‌های متعددی بهبود یافته و در کاربردهای جدید اثبات شده است.

در حالت کلی، برخی از مزایای جایگزینی ایستگاه‌های گرم کردن موجود می‌تواند به صورت زیر خلاصه شود.

- ۱- افزایش درجه حرارت پیش گرم کردن پاتیل بیشتر از مورد سوخت-هوا
 - ۲- افزایش نرخ گرم کردن تا حد 25%- جهت کسب همان درجه حرارت با مشعل‌های سوخت-هوا
 - ۳- کاهش مصرف سوخت گازی به کمتر از 45% تا 50%
 - ۴- افزایش عمر جداره نسوز معین ناشی از کاهش شوک حرارتی از طرف فولاد مذاب
 - ۵- عدم تاخیر در تخلیه کوره قوس ناشی از پاتیل سرد
- مزیت اضافی مهم دیگری ضمن بکارگیری چندین باره آن مشاهده شد، که مرتبط با بهبود در تجمع سیکل ذوب کردن ذوب تا ذوب و سیکل پیش گرم کردن پاتیل بود.
- امکان دستیابی به درجه حرارت پیش گرم بالاتر در زمان یکسان (یا حتی سریع‌تر نسبت به حالت معمول) را فراهم می‌کند، در حقیقت امکان کاهش افت دمای مذاب فولاد در زمان عملیات درون پاتیل به علت کاهش گرادیان حرارتی بین فولاد مذاب و سطح جداره نسوز فراهم نمی‌کند. (شکل ۳)

- مورد ۲: نگهداری در درجه حرارت متوسط/بالا
- مورد ۳: بیش گرمایش پاتیل
- مورد ۱-۲: استفاده به عنوان مورد اول یا مورد دوم
- مورد ۲-۳: استفاده به عنوان مورد دوم یا مورد سوم
- مورد ۱-۲-۳: استفاده به عنوان مورد اول، دوم و یا سوم

۶- نتیجه گیری

انتخاب ایستگاه گرم کردن پاتیل متأثر از پارامترهای فنی متعددی مثل هدف آن واحد، سیکل تولید مورد انتظار از کارگاه ذوب یا نیازمندیهای لازم برای بازسازی و بهبود تجهیزات نصب شده موجود است.

با این وجود، همچنین انتخاب با در نظر گرفتن بالانس بین هزینه و سوخت، اکسیژن و انرژی الکتریکی، متناسب با زمان پیش بینی شده برگشت سرمایه برای تجهیزات جدید همیطور حداقل سازی هزینه های عملیاتی برای هر دو سیکل گرم کردن پاتیل و ذوب کردن در کوره قوس الکتریکی بایستی انجام شود.

بنابراین درجه حرارت بیش گرمایش فولاد در کوره قبل از تخلیه می تواند کاهش یابد در نتیجه سبب کاهش زمان چرخه ذوب تا ذوب و کاهش بیشتر مصرف انرژی الکتریکی شود. بکارگیری مشعلهای سوخت-اکسیژن یا سوخت اکسیژن-هوا، حداقل برای ایستگاه بیش گرمایش پاتیل را بایستی به عنوان بهبود اساسی انعطاف پذیری نه تنها در عملکرد پاتیلها بلکه در عملکرد کوره قوس الکتریکی منظور کرد.

۵- تعریف هدف ایستگاه گرم کردن- انتخاب صحیح مشعل

بر اساس توضیحات ذکر شده در قبل مبنی بر مقصد احتمالی ایستگاه های گرم کردن و خصوصیات تشریح شده مشعل های سوخت-هوا و سوخت-اکسیژن، امکان انتخاب بهترین نوع سیستم احتراق مناسب جهت تامین نیازمندیهای عملیاتی وجود دارد.

در زیر انواع فرآیندها خلاصه شده است: (جدول ۱)

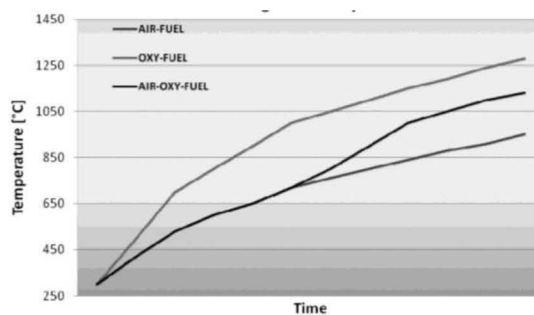
مورد ۱: خشک کردن پاتیل

جدول ۱. انتخاب نوع مشعل با توجه به نوع فرآیند گرم کردن.

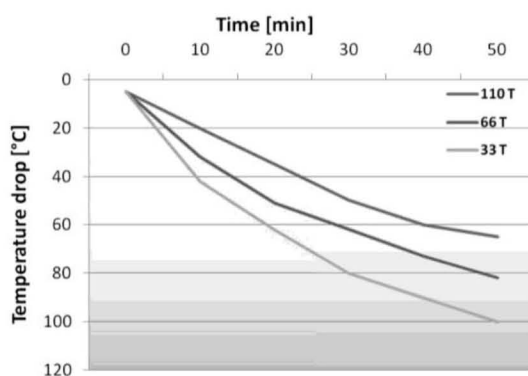
مورد ۱	مورد ۲	مورد ۳	مورد ۱-۲	مورد ۲-۳	مورد ۱-۲-۳	روشها
*						سوخت-هوا ای اضافی
*	*	*	*	*	*	سوخت-هوا
		*				سوخت-اکسیژن
*	*	*	*	*	*	سوخت-اکسیژن-هوا



شکل ۱. مقایسه شعله بین مشعلهای ESA HT متداول و مشعلهای ESA FL اکسیژن-سوخت.



شکل ۲. مثالی از عملکردهای ممکن یک ایستگاه گرم کردن پاتیل انعطاف پذیر.



شکل ۳. مثالهایی از افت درجه حرارت فولاد مذاب مطابق با ظرفیت های مختلف پاتیل (اطلاعات از Prof. Bonollo).

افزودن نیویوم به فولادهای زنگ نزن مقاوم به حرارت HP

ترجمه: مهندس علی رضا تحویلیان

دانشجوی کارشناسی ارشد گروه مهندسی مواد، دانشگاه صنعتی سهند تبریز

چکیده

ریز ساختار فولادهای ریختگی مقاوم به حرارت HP حاوی نیویوم (تا ۲ wt%) در شرایط خام و بعد از پیرسازی مصنوعی در ۹۰۰، ۱۱۰۰ و ۷۰۰°C مورد بررسی قرار گرفت. مطالعه بر روی ریز ساختار به وسیله میکروسکوپ الکترونی عبوری-رویشی STEM و آنالیز تفرق اشعه X صورت گرفت. ناپایداری NbC بین ۷۰۰-۱۰۰۰°C در این آلیاژها همراه با استحاله جزئی به سیلیکات نیویوم نیکل (فاز G) همراه است. دیاگرام استحاله-دما-زمان (TTT) برای آلیاژ حاوی ۱/۹۷wt% نیویوم رسم شد. هم چنین آزمایش خزش بر روی نمونه‌های خام و پیرسازی شده انجام گرفت. آلیاژهای حاوی نیویوم پیرسازی شده در ۷۰۰ و ۹۰۰°C خواص خزشی بالایی را نسبت به حالت خام و پیرسازی شده در ۱۱۰۰°C نشان می‌دهند. نتایج آزمایش خزش در رابطه با تغییرات ریزساختاری است که در حین پیرسازی ایجاد می‌شود.

کلمات کلیدی: فولاد مقاوم به حرارت، سیلیکات نیویوم-نیکل، فاز G، دیاگرام استحاله-دما-زمان.

مقدمه

بهبود عملکرد فولادهای مقاوم به حرارت ریخته‌گری شده به شیوه گریز از مرکز عمدتاً ناشی از افزودن عناصر کاربید زا صورت می‌گیرد. محصولات جدید این نوع فولادها عمدتاً در تیوب‌ها و کوره‌های رفورمر به کار می‌رود و بهبود رفتار خزشی قابل مقایسه‌ای در این فولادها نسبت به فولادهای کلاسیک مشاهده می‌شود. گرچه مشخصات ریز ساختار این فولادها و رابطه بین ریز ساختار

و خواص مکانیکی هنوز به طور کامل مشخص نشده است [۱-۳].

افزودن کرم در محلول جامد سبب مصرف کربن و شکل‌گیری کاربیدهای پایدارتر می‌شود. همچنین اثرات مشابهی با حضور دیگر عناصر گزارش شده است. در حال حاضر مطالعات اصولی بر روی تشکیل فازها و پایداری آنها در دمای بالا و در شرایط پیرسازی صورت نگرفته است [۴]. در این تحقیق پایداری ساختار فولاد اصلاح شده با نیویوم (HP-Nb) مورد بررسی قرار می‌گیرد. این آلیاژ در یک کوره القایی تحت خلاء تولید شده مقدار کرم کل آن با افزایش میزان نیویوم کاهش می‌یابد. تغییر در ریز ساختار در دماهای مختلف مورد بررسی قرار گرفت [۵] و اثر افزودن نیویوم به تغییر ریز ساختار مطالعه شد. آزمایش خزش طراحی و نتایج آن بررسی شد. مشاهدات اولیه ریز ساختار فولاد در حالت خام و در حالت پیرسازی شده در ۹۰۰°C در ادامه ذکر می‌شود [۴].

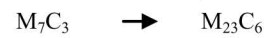
مروری بر منابع

اکنون فولادهای مقاوم به حرارت آستنیتی اصلاح شده به وسیله افزودن عناصر کاربید زای قوی از جمله نیویوم و تیتانیوم توسعه یافته‌اند و این مساله در مورد فولادهای HP، HK اصلاح شده صورت گرفته این فولادها در تیوب رفورمر مورد مصرف در صنایع پتروشیمی که معمولاً به

این متن ترجمه مقاله زیر است:

G.D.A. Soares, L.H. Almeida, T.L. Silveira, I.L. May, "Niobium Additions in HP Heat-Resistant Cast Stainless Steels", MATERIALS CHARACTERIZATION, 29: 387-396 (1992).

روش گریز از مرکز تولید می‌شوند، به کار می‌روند [۵]. ترکیب اصلی فولادهای HP بدون افزودن نیویوم و تیتانیوم شامل زمینه آستنیتی است که به وسیله کاربیدهایی که معمولاً در جهات بین دندیریتی قرار گرفته‌اند، احاطه می‌شوند. در این آلیاژها کاربیدهای اولیه از نوع کاربید کرم و با فرمول Cr_7C_3 هستند [۴]. عناصر کاربید زای قوی تر، ریز ساختار اصلاح شده ای را با جایگزینی کاربیدهای دیگر به جای کاربید کرم ایجاد می‌کنند. افزودن نیویوم سبب تکه تکه شدن شبکه کاربیدی اولیه می‌شود. این مساله با افزایش میزان نیویوم بیشتر می‌شود. تکه تکه شدن سبب به حداقل رسیدن ترک‌های خزشی در فصل مشترک کاربید-زمینه می‌شود [۵-۱]. در فولاد خام افزودن نیویوم سبب اصلاح استکیومتری کاربید کرم می‌شود. یعنی:



قرار دادن فولادهای مقاوم به حرارت در دمای بالا منجر به رسوب گذاری ثانویه می‌شود و افزودن نیویوم درشت شدن رسوبات ثانویه را به تاخیر می‌اندازد. رسوبات باقیمانده در مقایسه با فولاد HP اصلاح نشده ریزتر هستند و کمتر درشت شده‌اند [۴]. استحاله کاربید نیویوم به سیلیسید نیویوم - نیکل در فولاد زنگ نزن کم کربن کار شده و نیز در فولادهای مقاوم به حرارت تولید شده به روش گریز از مرکز نیز گزارش شده است. این سیلیسید معمولاً به صورت $Ni_{16}Nb_6Si_7$ (فاز G) و در اجتماع با کاربید کرم دیده می‌شود [۶-۷]. این رسوبات در نتیجه پس زده شدن کربن به وسیله استحاله $G \rightarrow NbC$ شکل می‌گیرند [۵و۶]. فاز G به عنوان عامل زیان بار در خواص مکانیکی فولاد گزارش شده است و برخی از محققین گزارش داده‌اند که فاز G نسبت به کاربید نیویوم تغییر شکل پذیرتر است [۷]. ذرات بسیاری از سیلیسید نیکل - نیویوم پیچیده در فولادهای HK اصلاح شده که بیش از ۶۰۰۰۰ ساعت در دمای $900^\circ C$ قرار گرفته‌اند مشاهده می‌شوند [۵].

مواد و روش آزمایش

جدول (۱) ترکیب شیمیایی چهار فولاد مورد آزمایش را

نشان می‌دهد. کربن، گازها و عناصر باقیمانده و مقادیر هر کدام در جدول (۲) آورده شده است. تعادل شیمیایی که برای تعیین ترکیب شیمیایی آلیاژها به کار گرفته شده است توسط Barbabela تعریف شده‌اند این آلیاژها به مدت ۱۰۰۰ ساعت در دمای $900^\circ C$ - $1100^\circ C$ - $700^\circ C$ قرار گرفتند. این دماها به این دلیل انتخاب شدند که به ترتیب دمای نزدیک به دمای کار سرد، دمای کاری و ماکزیمم دمایی که ممکن است یک کوره پتروشیمی در آن عملیاتی شود [۸]. برای مشاهده فازهایی که بعد از پیرسازی تشکیل می‌شوند از میکروسکوپ الکترونی عبوری - روبشی STEM و آنالیز شیمیایی EDX و XRD بر روی رسوبات استخراج شده، استفاده شد. فویل‌های نازکی از آلیاژها به وسیله جت پولیش و با بکارگیری محلول H_2O-HCl ۱۰٪ تهیه شد. پولیش نهایی با استفاده از الکتروپولیش و با استفاده از محلول کلر/گلیسرین/ اتانول (۷۰/۲۰/۱۰) در جریان $16 V.d.c$ و در دمای $10^\circ C$ انجام شد. رسوبات استخراج شده با استفاده از محلول Berzelius به یک سیم مسی روکش دار متصل و مانت شدند. نمونه‌های تهیه شده به وسیله این روش توسط STEM مورد آنالیز قرار گرفتند. آزمایش خزش بر روی یک نمونه آلیاژ در حالت خام و یک نمونه پیرسازی شده به مدت ۱۰۰۰ ساعت انجام گرفت. آزمایش خزش در دمای $925^\circ C$ و تنش $45 MPa$ صورت گرفت. عملیات پیرسازی اضافی بر روی آلیاژ d (۱/۹۷ %Nb) انجام گرفت.

این کار برای رسم منحنی استحاله $G \rightarrow NbC$ در دامنه دمای $700^\circ C$ - $1100^\circ C$ و برای یک مدت زمان مشخص انجام گرفت. به وسیله آنالیز تفرق اشعه x بر روی رسوبات استخراج شده چگونگی انجام استحاله $G \rightarrow NbC$ کنترل و فاصله بین صفحه‌های $0.198 nm$ از طیف‌ها برای شناسایی فاز G به کار گرفته شد.

نتایج

آنالیز ریز ساختار

در حین پیرسازی رسوبات اولیه در ساختار خام (NbC)،

(به ویژه در آلیاژ b). به نظر می‌رسد این موضوع به دلیل وجود کرم اضافی در مقابل میزان کربن موجود در محلول جامد باشد.

هرچند که رابطه مشخصی بین ترکیب شیمیایی و کسر حجمی تیغه‌های ویدمن اشتاتن مشاهده نمی‌شود. (البته ذکر این نکته هم ضروری است که نسبت کرم به کربن در آلیاژ b بیشتر از آلیاژ C، d است.) [۸]. شکل (۳) این رسوبات را در آلیاژ b که در 700°C پیرسازی شده - جایی که کاربیدهای کوچک به صورت ردیفی و مورب [۱۱۳] قابل شناسایی هستند - نشان می‌دهد. شکل (۴) ذرات سوزنی شکل کوچکی از کاربید $M_{23}C_6$ را در آلیاژ b بعد از ۱۰۰۰ ساعت را نشان می‌دهد.

در این دما میکروسکوپ نوری به هم چسبندگی زیادی را نشان می‌دهد. همچنین آنالیز EDX نشان می‌دهد که هنگامی که کاربید کرم مدت زمانی زیادی در مرحله پیرسازی قرار گیرد از نیوبیوم غنی می‌شود.

کاربید NbC

با افزودن نیوبیوم، کاربید NbC با ساختار fcc تشکیل می‌شود. این کاربید دارای مورفولوژی مشابه با رسم الخط چینی^۱ است. این مورفولوژی توسط میکروسکوپ نوری و یا STEM با بزرگ‌نمایی زیاد قابل رویت است (شکل ۵) پارامتر شبکه این کاربید 0.47 nm است. بعد از پیرسازی در دمای $900-1100^{\circ}\text{C}$ این کاربید ناپایدار بوده و به فاز G تبدیل می‌شود. میزان NbC توسط XRD در آلیاژ C، b در 900°C محاسبه شده، به که بسیار اندک بود اما در دمای 1100°C این کاربید تنها در مناطق غنی از نیوبیوم وجود دارد [۴].

فاز G

این فاز در همه نمونه‌هایی که حاوی نیوبیوم که در دمای 900°C و 700°C پیرسازی شده‌اند به دلیل ناپایداری NbC دمای بالا مشاهده می‌شود. بعد از پیرسازی در 900°C و

$(M_7C_3, M_{23}C_6)$ تغییر می‌یابند و رسوبات ثانویه $M_{23}C_6$ فاز G و NbC تولید می‌شوند. تغییر ساختار به دما و ترکیب بستگی دارد. با افزایش میزان نیوبیوم اندازه رسوبات ثانویه، کاهش می‌یابد. شبکه کاربید اولیه تکه تکه می‌شود و درشت شدن فازهای رسوب گذاری شده، کاهش می‌یابد. کاربیدهای کرم اولیه بسیار پایدارند و استحاله M_7C_3 به $M_{23}C_6$ بعد از پیرسازی در دمای بالا انجام می‌شود. از طرف دیگر کاربید نیوبیوم تحت شرایط پیرسازی معینی، ناپایدار است و می‌تواند به سیلیسید نیوبیوم - نیکل (فاز G) تبدیل شود.

کاربیدهای کرم ($M_7C_3, M_{23}C_6$)

افزایش دمای پیرسازی سبب می‌شود کاربید M_7C_3 اولیه تمایل به افزایش کرم داشته باشد. این مساله در همه نمونه‌های آزمایش به جز نمونه d ($1/97\% \text{Nb}$) مشاهده شود. در آلیاژ d کاربید کرم اولیه از نوع $M_{23}C_6$ است، چرا که مصرف کربن از رسوبات مرجع (NbC) افزایش می‌یابد. شکل (۱) دیاگرام ستونی از کسر وزنی هر کاربید را در حالت خام نشان می‌دهد. این دیاگرام بر اساس مقادیر کمی رسوبات استخراج شده رسم شده و نشان می‌دهد با افزایش میزان نیوبیوم، کاربید کرم کاهش می‌یابد بعد از پیرسازی در 700°C کاربید کرم اولیه به صورت M_7C_3 باقی می‌ماند اما در $900-1100^{\circ}\text{C}$ همه ذرات به $M_{23}C_6$ تبدیل می‌شوند. به دلیل اینکه کسر بالایی از زمینه فوق اشباع می‌شود. $M_{23}C_6$ در همه آلیاژها بعد از پیرسازی به صورت کاربیدهای ثانویه وجود دارد. کاربید $M_{23}C_6$ بعد از رسوب گذاری در حین پیرسازی با زمینه رابطه جهت گیری خاصی به صورت زیر دارد. شکل (۲).

$[110]\text{Carbide} // [110]\gamma$

آنالیز EDX نشان می‌دهد که مشابه با کاربید Cr_7C_3 ، کاربید $Cr_{23}C_6$ نیز حاوی آهن و نیکل حل شده است. ترکیب رسوبات در آلیاژ b که در دمای 900°C به مدت ۱۰۰۰ ساعت پیرسازی شده توسط آنالیز EDX به صورت $(Cr_{0.86} Fe_{0.1} Ni_{0.04})_{23}C_6$ است. ذرات کاربید کرم متعددی مورفولوژی ویدمن اشتاتن (سوزنی شکل) دارند.

¹ Chinese - script

ذرات ثانویه ای که شکل مدوری دارند در طول فصل مشترک زمینه و کاربید کرم اولیه مشاهده می‌شوند (شکل ۶). به محض اینکه این ذرات در دمای 900°C قرار می‌گیرند شدت پیک NbC کاهش می‌یابد (شکل ۷). داده‌های x-ray نشان می‌دهد که ذرات فاز G از استحاله $\text{NbC} \rightarrow \text{G}$ تولید می‌شود (شکل ۸). پارامتر شبکه سیلیسید نیوبوم - نیکل (با ساختار fcc) برابر $1/13 \text{ nm}$ است و فرمول این رسوبات توسط طیف x-ray به صورت $\text{Ni}_{16}\text{Nb}_6\text{Si}_7$ بدست آمد. البته آنالیز نیمه کمی EDX فرمول این سیلیسید را به صورت $\text{Ni}_6\text{Nb}_{5.5}\text{Si}_{4.3}$ می‌دهد [۹]. همچنین آنالیز EDX نشان می‌دهد که آهن و کرم می‌توانند در سیلیسید حل شوند. به دلیل اینکه هیچ فاز G در نمونه‌های پیرسازی شده در دمای 1100°C به وسیله میکروسکوپ الکترونی و x-ray مشاهده نمی‌شود. برای تعیین دامنه پایداری NbC لازم است آزمایش پیرسازی اضافی انجام گیرد. شکل (۹) منحنی دما- زمان- رسوب (TTP) استحاله NbC آلیاژ d را نشان می‌دهد. رسوبات مدور جامدی که به عنوان فاز G شناخته می‌شوند در طیف‌های اشعه x دارای فاصله بین صفحه ای $0/198 \text{ nm}$ بوده و که توسط خانواده صفحات $\{440\}$ شناخته می‌شوند. در جدول (۳) پیکانها (\uparrow) افزایش و یا کاهش یک فاز را نشان می‌دهند. برای همه آلیاژها و در همه شرایط پیرسازی کسر حجمی M_{23}C_7 و فاز G افزایش می‌یابد. جدول (۳) تغییرات در هر فاز را برای شرایط پیرسازی مختلف در مقایسه با حالت خام نشان می‌دهد.

خواص مکانیکی

اشکال (۱۱ و ۱۰) به ترتیب تغییر در عمر گسیختگی و حداقل نرخ خزشی را بر حسب دمای پیرسازی برای آزمایش خزش در دمای 925°C و با تنش 45 MPa نشان می‌دهند. مقدار کمتر زمان گسیختگی و مقدار زیاد نرخ خزشی مینیمم برای آلیاژ a ($0\% \text{ Nb}$) ممکن است اثرات مشابهی با سایر آلیاژها بعد از پیرسازی در دمای 1100°C داشته باشد. آلیاژهای b-d خواص خزشی بهتری را بعد از

پیرسازی در 900°C - 700°C نشان می‌دهند. هر چند خواص آلیاژهای c، b خیلی بهتر از موادی که پیرسازی در دمای 900°C نشده‌اند، نیست.

بحث و نتیجه گیری

پیرسازی در 700°C به وسیله رسوبات ثانویه بزرگ توصیف می‌شود. این رسوبات از نوع کاربید کرم M_{23}C_6 همراه با ذرات کوچک فاز G هستند. مقدار زیادی از سیلیسید (فاز G) در فصل مشترک بین زمینه و کاربید کرم اولیه مشاهده می‌شود. در 700°C استحاله $\text{NbC} \rightarrow \text{G}$ حتی با کاربرد XRD، TEM، به خوبی قابل رویت نیست. افزایش عمر گسیختگی که در مورد آلیاژها در 700°C مشاهده می‌شود، ممکن است نتیجه رسوبات ثانویه ریزی باشد که به طور گسترده، پراکنده شده‌اند و یا در نتیجه تکه تکه شدن کاربیدهای اولیه باشد. در آلیاژ d ($1/97\% \text{ Nb}$) عمر گسیختگی کمتر از سایر آلیاژهاست، چون کسر حجمی رسوبات ثانویه در این آلیاژ با افزایش میزان نیوبوم، کاهش می‌یابد. اما ذکر این نکته ضروری است که آلیاژ d خواص خزشی بسیار بهتری در مقایسه با آلیاژ a ($0\% \text{ Nb}$) دارد. ویژگی پیرسازی در دمای 900°C ناپایداری کاربید نیوبوم است. در این دما استحاله $\text{NbC} \rightarrow \text{G}$ به سرعت افزایش می‌یابد.

برای همه آلیاژهای اصلاح شده با نیوبوم میزان فاز G بعد از پیرسازی در دمای 900°C و با گذشت ۱۰۰۰ ساعت تقریباً ثابت است. این مساله از شدت پیک $0/198 \text{ nm}$ طیف اشعه x قابل تخمین است. از طرف دیگر رسوبات ثانویه به هم می‌پیوندند و به صورت قابل ملاحظه ای بزرگ می‌شوند. از این رو رفتار خزشی مشاهده شده در شکل (۱۱ و ۱۰) احتمالاً به تکه تکه شدن کاربیدهای اولیه به وسیله افزودن نیوبوم وابسته است. این ویژگی در آلیاژ d بارزتر است. رفتار خزشی بهتر آلیاژ d نسبت به آلیاژهای c، b به دلیل این است که درشت شدن رسوبات ثانویه با افزایش میزان نیوبوم به تاخیر می‌افتد. عمر گسیختگی کم آلیاژ b، بعد از پیرسازی در 900°C به دلیل کسر حجمی

۹۰۰-۷۰۰°C اشکال (۱۱ و ۱۰) نشان می‌دهد که استحکام خزشی بیشتری با تکه تکه شدن شبکه فاز G بدست می‌آید.

نتیجه گیری

در فولاد HP اصلاح شده با نیوبیوم، کاربید نیوبیوم اولیه (NbC) ناپایداری خود را در محدوده ای از دما و زمان نشان می‌دهد. به محض شروع پیرسازی، کاربید نیوبیوم (NbC) می‌تواند به فاز G ($Ni_{16}Nb_6Si_7$) تبدیل شود. توسعه این استحاله بسته به دمای پیرسازی و میزان نیوبیوم دارد و اغلب دارای مورفولوژی مشابه با رسم الخط چینی است. پیرسازی مصنوعی سبب می‌شود کاربید کرم M_7C_3 غنی از کرم و رسوبات ثانویه $M_{23}C_6$ رابطه جهت گیری [110] با زمینه آستنیتی داشته باشند. آلیاژهایی با نسبت کرم به کربن بالا، حاوی کاربیدهای $M_{23}C_6$ سوزنی شکل هستند. در نتیجه رسوبات سوزنی شکل، سبب کاهش خواص مکانیکی می‌شوند. نتایج آزمایش خزش ارتباط بین رسوب گذاری ثانویه و نیز ارتباط بین استحکام خزشی را با ریزساختار اولیه تکه تکه حاوی فاز G در مقایسه با ریزساختار حاوی NbC نشان می‌دهد.

بالتر رسوبات کاربید کرم سوزنی شکل این آلیاژ است و این کسر حجمی بالاتر به دلیل نسبت Cr به C بالاتر در این آلیاژ نسبت به سایر آلیاژها است. ماکزیم دمای پایداری برای فاز G بین ۱۰۵۰-۱۰۰۰°C است. (شکل ۹).

این مقدار بیشتر از دمایی است که [۶] Powell و [۷] Ecob و همکارانشان به دست آورند. در این حالت، میزان نیوبیوم بالا احتمالاً سبب ایجاد پایداری بیشتر فاز G می‌شود، مانند اتفاقی که با حضور تیتانیوم در سیستم Ti-Si-Ni اتفاق می‌افتد [۱۰]. علاوه بر این افزایش نیکل در این آلیاژ کمک به تجزیه NbC می‌کند [۷]. نقش اکسیژن بر تجزیه NbC هنوز معلوم نیست. ویژگی پیرسازی ۱۱۰۰°C پایداری NbC است. عمر گسیختگی نمونه‌های پیرشده در این دما اکثراً بستگی به میزان نیوبیوم دارد. رفتار مکانیکی آلیاژهای پیرشده با حضور فاز G افت می‌کند. در این دما سهم فازهای ثانویه به طور مشخص قابل ملاحظه نیست. این نکته حائز اهمیت است که آزمایش خزش در دمای ۹۵۰°C انجام می‌شود که در این دما استحاله NbC→G ممکن است، انجام گیرد. زمان کوتاهی برای آزمایش‌های خزش در نمونه‌های پیرشده در دمای ۱۱۰۰°C لازم است تا استحاله انجام پذیرد در مقایسه با پیرسازی در دمای

مراجع

- [1] H Wen-Tai and R.W.K.Honeycombe "Structure of centrifugally cast austenitic stainless steels" Mater.Sci Technol.1:385-397(1985).
- [2] T.Shinoda, M.B.Zaghoul, Y.Kindo, R.Tanaka "The effect of single and combined additions of Ti and Nb on the structure and strength of centrifugally cast HK-40 steel" Trans 18:139-148 (1978).
- [3] G.J.Cox. "A re-examination of compositional effects in cast austenitic heat-resisting steel with particular reference to the use of niobium" Br.Foundryman 71:263-278 (1978).
- [4] G.D.Barbabela. L.H.de Almedia, T.L.da Silveira and I.Le Mey. "Role of Nb in modifying the microstructure of heat-resistant cast HP steel" Mater.Char.26:193-197 (1991).
- [5] G.D.Barbabela. L.H.de Almedia, T.L.da Silveira and I.Le Mey. "Phase characterization in two centrifugally cast HK stainless steel tubes" Mater.Char.26:1-7 (1991).
- [6] D.J.Powell, R.Pilkington and D.A.Miller "The precipitation characteristics of 20% Cr25%Ni-Nb stabilized stainless steel" Acta Metall.36:713-724 (1988).
- [7] R.C.Ecob, R.C.Lobb and V.L Kohler "The formation of G-phase in 20/25 Nb stainless steel AGR fuel cladding and its effect on creep properties" J.Mater.Sci.22:2867-2880 (1987).

[8] G.D.Barbabela "Estabilidade Estrutural de Agos Resistentes ao Calor do Tipo HP com Adigao de Niobio" D.Se.Thesis,COPPE/UFR,Rio de Janeriro(1990).

[9] F,X.Spiegel,D.ardos,and P.A.Beck "Ternary G and E silicides and geramides of transition elements" Trans.Met.Sot.AIME 27:575-579 (1963).

[10] B.Hattersley and W.Hume-Rothery "Constitution of certain austenitic steel" J,Iron Steel Inst.204:683-701 (1966).

جدول ۱. ترکیب شیمیایی چهار نمونه مورد آزمایش.

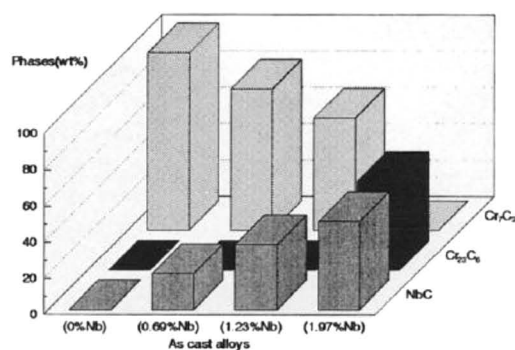
Alloy	Composition (wt.%)					
	C	Ni	Cr	Mn	Si	Nb
A	0.43	32.6	26.0	0.92	1.81	—
B	0.43	33.8	24.3	1.11	1.71	0.69
C	0.39	33.4	22.3	1.11	1.80	1.23
D	0.39	32.6	20.4	0.97	1.63	1.97

جدول ۲. غلظت گازها و عناصر باقیمانده در چهار نمونه مورد آزمایش.

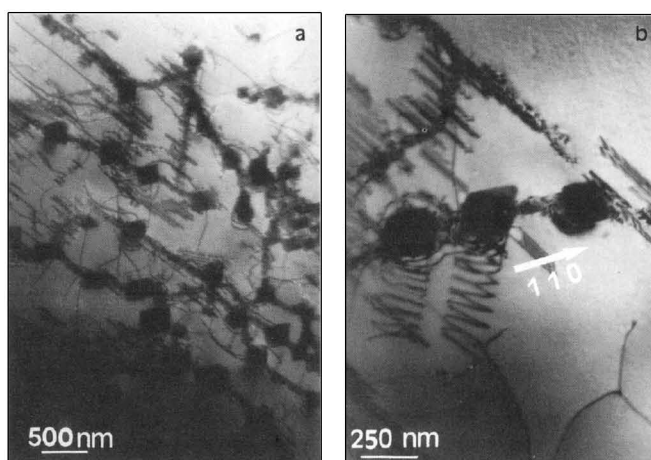
Element	ppm
H	4
O	245
N	115
S	40
P	<20
Pb	100
Bi	<10
Cu	22
Cd	3
Sn	<10
Sb	<10

جدول ۳. فازهای شناسایی شده در آلیاژهای مختلف و تحت شرایط پیرسازی متفاوت.

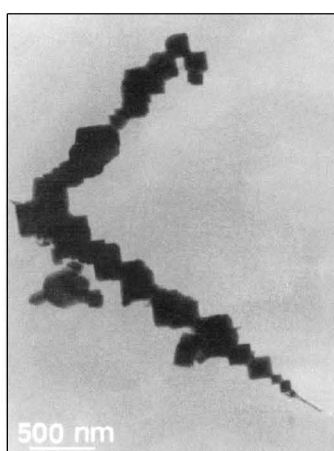
Alloy condition	Alloy			
	A 0% Nb	B 0.69% Nb	C 1.23% Nb	D 1.97% Nb
As-cast	M ₇ C ₃	M ₇ C ₃	M ₇ C ₃	— M ₂₃ C ₆ NbC
Aged 700°C 1000 h	M ₇ C ₃ ↓ M ₂₃ C ₆ ↑	M ₇ C ₃ ↓ M ₂₃ C ₆ ↑ NbC ↓	M ₇ C ₃ ↓ M ₂₃ C ₆ ↑ NbC ↓	— M ₂₃ C ₆ ↑ NbC ↓
Aged 900°C 1000 h	M ₂₃ C ₆ ↑	M ₂₃ C ₆ ↑ NbC ↓ G ↑	M ₂₃ C ₆ ↑ NbC ↓ G ↑	M ₂₃ C ₆ ↑ NbC ↓ G ↑
Aged 1100°C 1000 h	M ₂₃ C ₆ ↑	M ₂₃ C ₆ ↑ NbC ↑	M ₂₃ C ₆ ↑ NbC ↑	M ₂₃ C ₆ ↑ NbC ↑



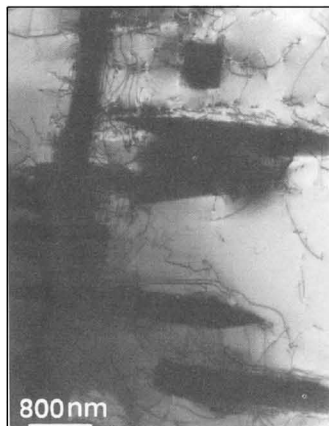
شکل ۱. نمودار میله ای بالا کسر وزنی هر کاربید که به وسیله تفرق اشعه x و آنالیز شیمیایی رسوبات استخراج شده بدست آمده است در حالت خام نشان می دهد.



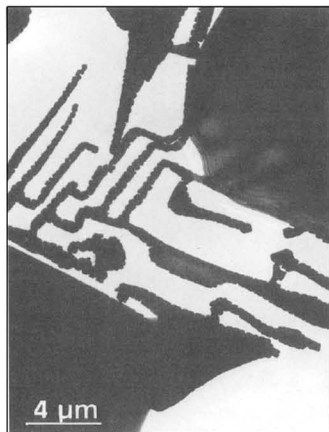
شکل ۲. کاربید کرم ثانویه از نوع M23C6 برای آلیاژ B تحت شرایط پیر سازی در دمای ۷۰۰°C به مدت ۱۰۰۰ ساعت (a) در یک بزرگنمایی کوچک (b) در یک بزرگنمایی بیشتر همراه با رابطه جهتگیری کاربید با زمینه.



شکل ۳. ذرات مکعبی کاربیدهای ثانویه M23C6 که به صورت ردیف قطری در شکل مشخص است برای آلیاژ B تحت شرایط پیر سازی در دمای ۷۰۰°C به مدت ۱۰۰۰ ساعت نشان می دهد.



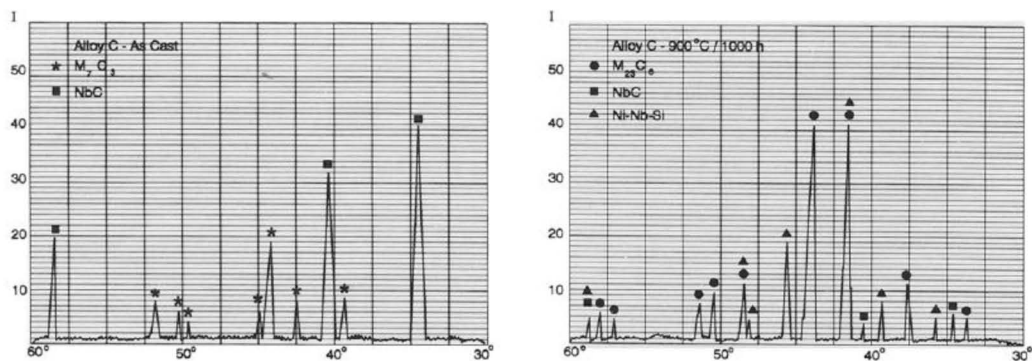
شکل ۴. ذرات مکعبی و ویدمن اشتاتن از کاربیدهای M23C6 در آلیاژ B بعد از ۱۰۰۰ ساعت پیر سازی در دمای ۷۰۰°C.



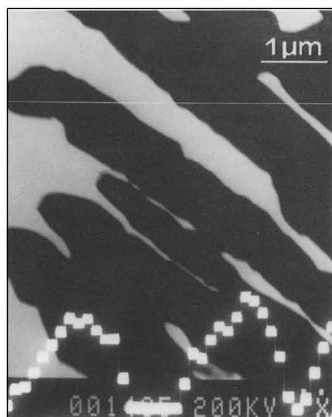
شکل ۵. ذرات شبکه ای از کاربیدهای NbC در آلیاژ B در حالت خام.



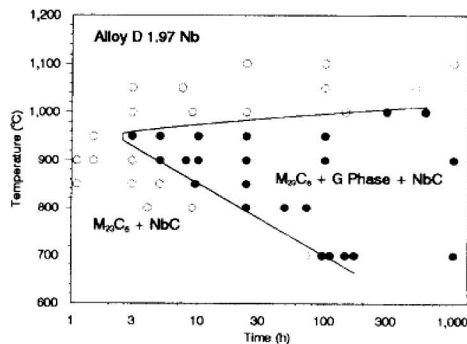
شکل ۶. رسوبات فاز G در فصل مشترک کاربید کرم/زمینه در آلیاژ B بعد از ۱۰۰۰ ساعت پیر سازی در دمای ۷۰۰°C.



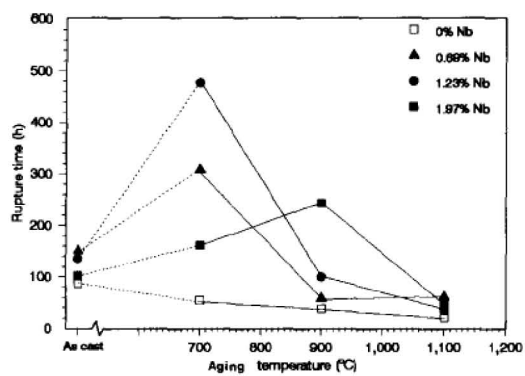
شکل ۷. نمودار تفرق اشعه x آلیاژ c که شدت پیک‌ها را بر حسب زاویه تفرق نشان می‌دهد. (a) در حالت خام (b) بعد از ۱۰۰۰ ساعت پیر سازی در دمای ۹۰۰°C. در این حالت کاهش قابل ملاحظه‌ای در شدت پیک NbC مشاهده می‌شود که نشان دهنده استحاله NbC به G است.



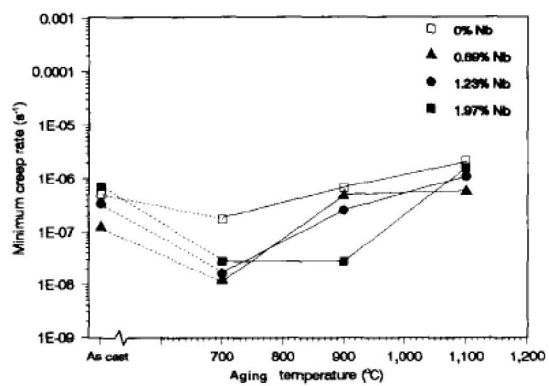
شکل ۸. ذرات فاز G را که به وسیله اسکن خطی نیکل در آلیاژ B پیر سازی شده در دمای ۹۰۰°C نشان می‌دهد. این مسئله نشان دهنده استحاله در جای کاربید نیویوم اولیه است.



شکل ۹. دیاگرام (TTP) که به وسیله داده‌های تفرق اشعه x برای آلیاژ D رسم شده است را نشان می‌دهد. این دیاگرام محدوده پایداری فاز G را نشان می‌دهد. دایره تو پر نشان دهنده وجود ذرات NbC و M23C6 و فاز G به صورت همزمان است. در شرایط یکسان ولی مدت زمان طولانی‌تر ذرات NbC بسیار کاهش می‌یابند اما قابل تشخیص هستند.



شکل ۱۰. نمودار زمان گسیختگی بر حسب دمای پیرسازی برای همه آلیاژها در دمای ۹۲۵ °C و تنش ۴۵MPa.



شکل ۱۱. نمودار نرخ خزش مینیمم بر حسب دمای پیرسازی برای همه آلیاژها در دمای ۹۲۵ °C و تنش ۴۵MPa.

فراخوان گزارش مطالعات موردی

به اطلاع استادان، متخصصین و کارشناسان صنایع می‌رساند که هیأت تحریریه نشریه پیام فولاد تصمیم به اختصاص یک بخش از آن تحت عنوان "گزارش مطالعات موردی" در صنایع گرفته است.

این عنوان جهت توضیح نسبتاً کوتاه، شاید در حد یک یا دو صفحه برای کارهای انجام شده در صنعت که توانسته مشکل کوچکی از صنعت را حل کند تخصیص یافته است. به عنوان مثال در مطالعه موردی می‌توان به تحلیل علت شکست یک قطعه در صنعت و راه‌حل‌های کاهش شکست آن اشاره نمود و یا بررسی عوامل ایجاد خوردگی در یک قطعه و راه‌حل‌های جلوگیری از آن را مطرح کرد.

در این راستا از جنابعالی (استاد، مدیر، کارشناس و کاردان گرامی) درخواست می‌گردد هرگونه گزارشی در این رابطه داشته یا خواهید داشت جهت این نشریه ارسال فرمائید. قابل ذکر است که نشریه پیام فولاد به بیش از ۱۵۰۰ مرکز علمی و صنعتی و اعضاء انجمن ارسال می‌گردد. گزارشات ارسالی شامل چکیده، نتایج و بحث و جمع‌بندی و در صورت نیاز مراجع می‌باشد.

انجمن آهن و فولاد ایران و یک دهه حضور و تلاش

تاریخچه انجمن آهن و فولاد ایران

انجمن آهن و فولاد ایران به عنوان یک انجمن علمی در جهت کمک به ارتقاء دانش در صنعت فولاد کشور و نیز در راستای ارتباط بین اساتید، دانشجویان، محققین و متخصصین صنعت فولاد در حالی تشکیل شد که پیشنهاد تأسیس آن در زمان برگزاری سمپوزیوم فولاد ۷۸ در دانشگاه صنعتی اصفهان توسط جمعی از اعضای هیأت علمی دانشگاهها و صاحب نظران صنعت فولاد مطرح شد که با پشتیبانی وزیر محترم صنایع و معادن و شرکت های تولید فولاد و اساتید دانشگاهها و کارشناسان خبره این صنف در تاریخ ۷۹/۸/۲۶ تشکیل و فعالیت خود را رسماً آغاز نمود.

هیأت مدیره انجمن ۱۷ نفر می باشد که شامل ۶ نفر از نمایندگان تام الاختیار شرکت های بزرگ فولاد یعنی شرکت ملی فولاد ایران، شرکت سهامی ذوب آهن اصفهان، شرکت فولاد مبارکه، شرکت فولاد خوزستان، شرکت فولاد آلیاژی ایران و شرکت تهیه و تولید مواد معدنی ایران به عنوان اعضای حقوقی ثابت، ۴ نفر عضو حقوقی، ۵ نفر از اعضای هیأت علمی دانشگاه های معتبر کشور و ۲ نفر از صاحب نظران صنایع فولاد که همگی به انتخاب مجمع عمومی هستند.

خط مشی

رشد، ارتقاء، توسعه تکنولوژی، فناوری، آموزش، پژوهش و نشر اطلاعات در زمینه های تخصصی آهن و فولاد و صنایع وابسته.

اهداف کلان انجمن آهن و فولاد ایران

- ❖ ایجاد پایگاهی مناسب جهت برقراری ارتباط علمی، فنی، تحقیقاتی، آموزشی و تبادل نظر بین محققان و سایر متخصصینی که به نحوی در زمینه آهن و فولاد فعالیت دارند.
- ❖ همکاری با وزارت علوم، تحقیقات، وزارت صنایع و معادن (شرکت ملی فولاد ایران) و سایر وزارتخانه ها، دانشگاه ها، مؤسسات آموزش عالی، مراکز تحقیقاتی، انجمن های علمی و مؤسسات صنعتی جهت برنامه ریزی امور آموزشی و پژوهشی و برگزاری گردهمایی های علمی.
- ❖ ارائه خدمات آموزشی، علمی، پژوهشی، فنی و مشاوره ای به منظور توسعه تکنولوژی آهن و فولاد و افزایش بهره وری و ارتقاء کیفیت محصولات شرکت های آهن و فولاد یا شرکت هایی که به نحوی با صنعت فولاد در ارتباط هستند.
- ❖ ترغیب، تشویق و حمایت از پژوهشگران، صنعتگران و دانشجویان در پیشبرد فعالیت های علمی.
- ❖ تهیه و تدوین و انتشار نشریات و مجموعه های علمی و آموزشی.
- ❖ شناسایی و جذب اشخاص نخبه در رشته های مربوط به آهن و فولاد و تشویق و هدایت آنها در جهت تحقق اهداف انجمن.
- ❖ ایجاد ارتباط با انجمن ها و سازمان های علمی داخل و خارج کشور.
- ❖ ارائه خدمات تخصصی به متقاضیان.
- ❖ کسب اطلاعات از آخرین دستاوردهای علمی و صنعتی ایران و جهان و ارائه آن به اعضا.

چکیده‌ای از فعالیت‌های انجام شده توسط انجمن آهن و فولاد ایران

- ❖ برگزاری سالیانه همایش علمی تحت عنوان "سمپوزیوم فولاد" (از سال ۱۳۷۹)
- ❖ برگزاری نمایشگاه‌های بین‌المللی صنایع فولاد. (۱۲ نمایشگاه)
- ❖ حضور فعال در نمایشگاه‌های بین‌المللی صنایع فولاد و صنایع وابسته. (۳۵ نمایشگاه)
- ❖ انتشار فصلنامه علمی - خبری پیام فولاد. (۴۱ شماره)
- ❖ انتشار مجلات علمی - پژوهشی:
- مجله علمی - پژوهشی بین‌المللی انجمن آهن و فولاد ایران به زبان انگلیسی. (۱۱ شماره)
- مجله علمی - پژوهشی "مواد نوین" با مشارکت دانشگاه آزاد اسلامی واحد مرودشت.
- مجله علمی - پژوهشی "علم مواد" با مشارکت دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف‌آباد. (۲ شماره)
- ❖ عقد قرارداد همکاری با کتابخانه‌های معتبر کشور.
- ❖ برگزاری سمینارهای علمی با دعوت از متخصصین داخلی و خارجی.
- ❖ برگزاری کارگاه‌ها و دوره‌های آموزشی از جمله:
 - انتخاب فولادها و چدن‌ها در صنعت
 - بهیوئی مستمر در صنعت و روش پیاده‌سازی کاپزن
 - تجارت الکترونیک در هزاره سوم
 - شناخت و کنترل آخالها در فولاد
 - کلید فولاد
 - روشهای کنترل و بازرسی خوردگی فلزات در صنعت
 - شناخت و ارزیابی عیوب ناشی از فرآیندهای ساخت بر طبق استانداردهای بین‌المللی
 - تکنولوژی تولید فولادهای آلیاژی در کوره‌های قوس الکتریکی
 - فرصت‌ها و چالشهای جهانی شدن و استراتژی‌های مؤثر برای صنایع ایران
 - بازرسی و کنترل جوش ۱
 - بازرسی و کنترل جوش ۲
 - طراحی و انتخاب مواد مقاوم به خوردگی
 - حفاظت کاتدی و آندی
 - پایش و مانیتورینگ خوردگی
 - روش‌های کنترل و بازرسی خوردگی فلزات در صنعت
 - بهینه‌سازی مصرف انرژی در صنایع فولاد
 - پوشش‌دهی
 - شناخت گریدهای فولاد
 - تکنولوژی تولید فولادهای کیفی
 - تکنولوژی تولید فولادهای آلیاژی در کوره‌های قوس الکتریکی
 - فرآیند فولادسازی در کوره‌ها
 - متالورژی جوشکاری و جوش‌پذیری فولادهای زنگ‌زن
- ❖ برگزاری بازدیدهای علمی جهت اعضا.
- ❖ دریافت مجوز انتشارات "آهن و فولاد" برای انجمن از وزارت فرهنگ و ارشاد اسلامی.
- ❖ دریافت پروانه فعالیت دفتر نشریه در رابطه با نشریات انجمن از اداره فرهنگ و ارشاد اسلامی استان اصفهان.

- ❖ چاپ و انتشار کتب علمی در زمینه فولاد از جمله چاپ:
 - مجموعه مقالات سمپوزیوم‌های فولاد (هر ساله با تلاش دبیران علمی هر سمپوزیوم)
 - جوشکاری فولادهای صنعتی (تیرماه ۱۳۸۲)
 - Physical Metallurgy of Steel (زمستان ۸۲)
 - Introduction to the Economics of Structural Steel Work (زمستان ۸۲)
 - Steels “Microstructure and Properties”, Third Edition (شهریور ۸۷)
 - Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, Version 3 (شهریور ۸۷)
 - فولادسازی ثانویه (شهریورماه ۸۴)
 - فرهنگ جامع مواد (شهریورماه ۸۸)
 - راهنمای انتخاب و کاربرد فولاد ابزار (اسفندماه ۸۸)
 - مرجع فولاد (آبان‌ماه ۸۹)
- ❖ دریافت لوح و تندیس به عنوان کارآفرین برگزیده استان در سال ۱۳۸۵ از دومین جشنواره کارآفرینان برتر.
- ❖ انعقاد قرارداد پژوهشی با شرکت های وابسته به صنایع فولاد.
- ❖ توسعه وب سایت انجمن.
- قرار دادن کلیه اطلاعات سمپوزیوم فولاد ۸۹ اعم از فراخوان مقاله، موضوعات، هزینه‌ها، نمایشگاه و بروشور سمپوزیوم فولاد ۸۹.
- فعال شدن سیستم همایش (ارسال چکیده مقاله به صورت الکترونیکی).
- به روز رسانی بخشهایی نظیر: بخش اخبار انجمن، بخش انتشارات، بخش اطلاعات اعضا و ...
- قرار گرفتن نسخه‌های الکترونیکی مجلات انجمن در بخش نشریات.
- ❖ توسعه بانک‌های اطلاعاتی انجمن آهن و فولاد ایران.
- ❖ توسعه نرم افزارهای موجود جهت مدیریت اعضا و مدیریت همایش‌ها و دوره‌های آموزشی.
- ❖ توسعه دفاتر اقماری.
- ❖ رشد اعضا.
- ❖ ارائه مشاوره راهبردی به مراکز تصمیم‌گیری کلان مملکت.
- ❖ ایجاد و توسعه کمیته‌های انجمن از جمله:
 - کمیته “آموزش”، “بازیافت و فناوری‌های زیست محیطی”، “فولادهای مخصوص”، “استراتژیک”، “نورد”، “ذوب”، “ساخت” و
- ❖ انتخاب انجمن توسط شورای ارزیابی و نظارت حوزه علوم فنی و مهندسی در زمینه ممیزی آهن و فولاد.
- ❖ احداث ساختمان انجمن به مساحت حدود ۹۰۰ مترمربع و با زیربنایی نزدیک به ۱۱۰۰ مترمربع در پارک علم و فناوری شیخ بهایی واقع در شهرک علمی و تحقیقاتی اصفهان.

اهداف آینده انجمن آهن و فولاد ایران

- ❖ حمایت از پروژه‌های بنیادی فولاد.
- ❖ انجام پروژه‌های راهبردی در صنعت فولاد.
- ❖ ارائه مشاوره به وزارت صنایع و معادن و کمیسیون صنایع و معادن مجلس شورای اسلامی در رابطه با مسائل راهبردی در صنعت فولاد با توجه به مجموع پتانسیل‌های کارشناسی و دانشگاهی که در این انجمن متمرکز است.

در این راستا این انجمن با جمعی از کارشناسان و متخصصان و اساتید دانشگاهی دست اندرکار صنعت فولاد کشور و به منظور اعتلای این صنعت با چشم اندازی که در برنامه توسعه آن به تولید بیش از ۳۰ میلیون تن فولاد در سال دیده می شود آمادگی انجام موارد زیر را دارد:

۱- احداث یک پایلوت (فولادسازی و نورد) جهت به فناوری در آوردن تحقیقات دانشگاهی قبلی از ورود به خط تولید. بدیهی است که اگر این پایلوت در یک واحد تولید فولاد نصب گردد برای سایرین چندان قابل استفاده نخواهد بود لذا بنظر می رسد بهترین مکان نصب و استفاده ملی از چنین پایلوتی انجمن آهن و فولاد ایران می باشد لازم به ذکر است که این انجمن در حال حاضر زمین مناسبی در شهرک علمی و تحقیقاتی اصفهان دارد که می تواند از آن و همچنین زمین های مجاور آن جهت این کار استفاده نماید.

۲- انجمن آهن و فولاد ایران می تواند و علی القاعده وظیفه دارد که به عنوان یک بازوی مشورتی در راستای توسعه صنایع فولاد در کشور فعالیت نماید.

شرکت های فولادی برای پشت سر گذاشتن چالش های پیش رو بر روی محصولات فولادی جدید سرمایه گذاری می کنند.

مرجع: www.nano.ir

نقش برگزاری همایش سالانه سمپوزیوم های فولاد در توسعه پایدار این صنعت.

اخبار انجمن آهن و فولاد ایران

برگزاری همایش ملی "سمپوزیوم فولاد ۸۹"

در راستای برگزاری سمپوزیوم فولاد ۸۹ در تاریخ‌های ۱۰ و ۱۱ اسفندماه ۱۳۸۹ در اصفهان- شرکت سهامی ذوب آهن اصفهان، تعداد ۱۹۱ اصل مقاله به دبیرخانه سمپوزیوم واصل شده است. پس از بررسی مقالات توسط اعضاء هیأت داوران، تعداد ۱۰۹ مقاله برای چاپ در مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۸۹ برگزیده شد. از این تعداد، ۵۰ مقاله بصورت ارائه حضوری و بقیه بصورت پوستر مورد پذیرش نهایی قرار گرفت و نتایج آن به اطلاع نویسندگان مقالات رسید.

شایان ذکر است همراه با برگزاری این سمپوزیوم، نمایشگاهی از آخرین دستاوردهای صنعت فولاد با حضور شرکت‌های داخلی و خارجی نیز برگزار خواهد شد.

حضور و ارائه سخنرانی در نشست تخصصی

کمیسیون انجمن های علمی در هفته پژوهش

بنا به دعوت دبیر محترم انجمن‌های علمی ایران جناب آقای دکتر براری نشست با موضوع انجمن‌های علمی کشور و راهکارهای توسعه علمی کشور در وزارت‌خانه‌ها در هفته پژوهش و در مورخ ۸۹/۱۰/۴ برگزار گردید.

شایان ذکر است در این جلسه جناب آقای پروفیسور عباس نجفی‌زاده رئیس محترم هیئت مدیره انجمن آهن و فولاد ایران حضور داشته و راهکارهای لازم را در زمینه موضوع جلسه بیان نمودند.

توسط کمیته آموزش انجمن آهن و فولاد ایران

دوره‌های آموزشی زیر برگزار گردید

۷ فرایند فولاد سازی در کوره‌ها

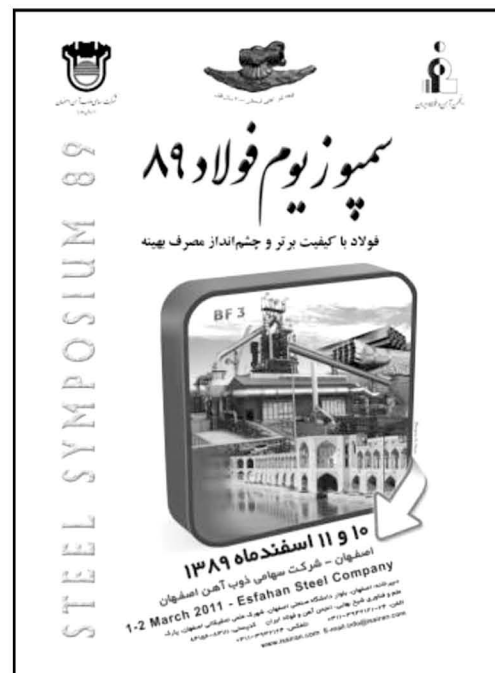
این دوره آموزشی در تاریخ ۲۵ آبان‌ماه ۸۹ در دانشگاه صنعتی اصفهان برگزار گردید. مدرس این دوره جناب آقای مهندس محمدحسن جولازاده بود.

۷ تکنولوژی تولید فولادهای کیفی

این دوره آموزشی در تاریخ ۱۵ آذرماه ۸۹ در محل مجتمع فولاد مبارکه اصفهان توسط جناب آقای مهندس محمدحسن جولازاده برگزار گردید.

۷ آزمون‌های خوردگی

این دوره آموزشی در تاریخ‌های ۱۶ و ۱۷ آذرماه ۸۹ در دانشگاه صنعتی اصفهان برگزار گردید. مدرس این دوره جناب آقای دکتر کیوان رئیسی بود. در پایان این دوره گواهینامه مربوطه برای شرکت کنندگان صادر گردید.



انتشار شماره اول نشریه علمی- پژوهشی "علم مواد"

پس از بررسی‌های به عمل آمده و تشکیل جلسات متعدد و نهایی شدن، نشریه علمی- پژوهشی علم مواد که توسط انجمن آهن و فولاد ایران و دانشگاه آزاد اسلامی واحد نجف آباد انتشار می‌یابد، چاپ و توزیع گردید.

این مجله دومین شماره از مجله فرایندهای متالورژی است که البته با تغییراتی نسبت به شماره اول چاپ شده است از جمله این تغییرات می‌توان به نام نشریه که به علم مواد تغییر یافته است اشاره نمود. این تغییر بر اساس مجوز انتشار از وزارت فرهنگ و ارشاد اسلامی بوده است.



چاپ مقالات منتخب سمپوزیوم در مجلات علمی-

پژوهشی انجمن آهن و فولاد ایران

انجمن آهن و فولاد ایران دارای سه مجله علمی- پژوهشی بنام‌های زیر است:

۱- مجله بین‌المللی انجمن آهن و فولاد به زبان

انگلیسی و با همکاری دانشگاه صنعتی اصفهان

۲- مجله علم مواد به زبان فارسی و با همکاری دانشگاه

آزاد اسلامی واحد نجف آباد

۳- مجله مواد نوین به زبان فارسی و با همکاری دانشگاه

آزاد اسلامی واحد مرودشت

مقالاتی که در سمپوزیوم فولاد ۸۹ توسط داوران قابلیت

چاپ در این مجلات را داشته باشد به نویسندگان اعلام

خواهد شد تا پس از تغییرات مورد نظر در یکی از این

مجلات علمی- پژوهشی چاپ گردد.

با توجه به هدفمند شدن یارانه‌ها، صنعت فولاد باید در جهت

افزایش تولید فولادهای معمولی یا در راستای تولید فولادهای

کیفی حرکت کند؟

اخبار اعضا حقوقی انجمن آهن و فولاد ایران

شرکت سهامی ذوب آهن اصفهان

بومی سازی ساخت شافت اسپیندل قفسه ۸۰۰ در نورد ۶۵۰ در ذوب آهن اصفهان

مهندس حسینعلی ممیز مدیر ارشد مهندسی بهره برداری ذوب آهن اصفهان در مورد ساخت تعدادی از قطعات خاص در قالب بومی سازی از جمله تجهیزات سنگین نورد ۶۵۰ (ساخت شافت اسپیندل قفسه ۸۰۰ و قطعات مرتبط) که به دست یک شرکت داخلی انجام گرفت گفت: ساخت شافت اسپیندل ۸۰۰ نورد ۶۵۰ به وزن ۴۴۵۰ kg برای اولین بار در ایران توسط شرکت عامر گستر صنعت ساخته شده است. متریال این شافت از فولاد ۱.۷۲۲۵ به روش آهنگری توسط شرکت فولاد آلیاژی اصفهان تولید شده است با وزن ۸۸۲۰ kg و با دامنه سختی HB ۲۷۰±۱۰ می باشد در حدود ۴۴۰۰ kg براده برداری که طی چند مرحله کار با ماشین تراشی، بورینگ و فرز سنگین انجام گرفته است. وی اظهار داشت نکته قابل توجه این قطعه جدای از مراحل ماشین کاری سنگین قطعه، قسمت سر شافت می باشد که به صورت چهارپری و دارای قوسها و انحناهای پیچیده ای بوده که با ماشین فرز سنگین CNC و با نوشتن برنامه توسط نرم افزار Power mill اجرا شده است و پس از اتمام ماشین کاری تحت عملیات حرارتی سطحی القایی قرار می گیرد.

شرکت فولاد آلیاژی ایران

شتاب شرکت فولاد آلیاژی ایران به سوی بومی سازی تجهیزات پیشرفته فولاد

مهندس بابایی، مجری طرح های توسعه شرکت فولاد آلیاژی ایران در تشریح فرآیند خرید پنجمین کوره بوژی کارخانه عملیات حرارتی افزود: با توجه به پیش بینی نصب یک کوره بوژی عملیات حرارتی در فاز دوم بهره برداری شرکت فولاد آلیاژی ایران و همچنین افزایش روند صادرات محصولات طی سال های ۸۵ و ۸۶، واحد عملیات حرارتی خواستار نصب یک عدد کوره عملیات حرارتی از نوع

Quncch/Temper در محل مربوطه گردید و در نهایت با انجام مطالعات اولیه و بررسی انجام شده در راستای اجرای طرح توسعه شرکت و همچنین گسترش تنوع ابعادی محصولات تولیدی، تصمیم به اجرای پروژه استقرار کوره بوژی Quncch/Temper با ظرفیت ۳۰ تن و دمای کاری ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد گرفته شد.

بابایی گفت: با اضافه شدن این کوره ۱۰ تنی، شاهد افزایش قابل توجهی در میزان محصولات صادراتی این شرکت که عمدتاً نیاز به عملیات Quncch/Temper دارند خواهیم بود.

مجتمع فولاد مبارکه اصفهان

برگزاری موفقیت آمیز ممیزی خارجی سیستم های یکپارچه مدیریت فولاد مبارکه در سال ۸۹

ممیزی خارجی سیستم های یکپارچه مدیریت فولاد مبارکه از تاریخ یازدهم آبان ماه آغاز و به مدت سیزده روز با حضور پنج نفر از ممیزان شرکت DNV با موفقیت برگزار شد.

مدیر تضمین کیفیت و تعالی سازمانی فولاد مبارکه با اعلام این خبر گفت: طی این مدت کلیه واحدهای تولیدی، پشتیبانی و ستادی مورد ممیزی سیستم های مدیریت کیفیت (ISO 9001)، مدیریت ایمنی و بهداشت حرفه ای (OHSAS 18001)، مدیریت محیط زیست (ISO 14001) و مدیریت آموزش و توسعه منابع انسانی (ISO 10015) قرار گرفتند که در نتیجه بدون وجود هر گونه مغایرت عمده ای گواهینامه های استاندارد مذکور در فولاد مبارکه تمدید اعتبار شدند.

کسب گواهینامه نظام مدیریت زیست محیطی توسط ناحیه فولادسازی و نورد پیوسته فولاد مبارکه

رئیس گروه فنی فولادسازی و نورد پیوسته فولاد مبارکه با اعلام این خبر گفت: یکی از اهداف عمده و اصلی این

ناحیه از سال ۱۳۸۷ پیگیری و انجام فعالیت‌های مختلف در جهت استقرار نظام مدیریت زیست محیطی (ISO14001) مبنی بر تأمین نیازمندی‌ها و الزامات این نظام و تعهد بر بهبود مستمر و رعایت الزامات قانونی در این ناحیه بود که نهایتاً منجر به کسب این گواهینامه در ممیزی صورت گرفته توسط شرکت DNV در آبان ماه سال جاری شد.

انجام موفقیت آمیز تعمیرات اساسی موتور دیزل لکوموتیو بدست کارکنان

برای اولین بار در شرکت فولاد مبارکه و بدست توانمند کارکنان تعمیرگاه لکوموتیو تعمیرات اساسی موتور دیزل لکوموتیو که پیش از این توسط نمایندگان شرکت‌های خارجی صورت می‌گرفت، انجام شد و علاوه بر کسب دانش فنی تعمیر این موتورها بیش از ۷۰۰ میلیون ریال در سال صرفه‌جویی اقتصادی حاصل شد.

کاهش ۵۰ درصدی زمان توقفات تجهیز ذخیره ورق واحد اسیدشویی شماره ۱

با انجام یکسری اقدامات اصلاحی بر روی تجهیز ذخیره ورق (لوپ کار ورودی) در واحد اسیدشویی شماره یک فولاد مبارکه و استقرار شاخه‌ی نت برنامه ریزی شده در نظام TPM شرایط استاندارد استفاده لوپ کار ورودی واحد اسیدشویی شماره یک فولاد مبارکه بهبود یافت و بیش از ۵۰ درصد از زمان توقفات این تجهیز کاسته شد.

بومی سازی دستگاه اندازه‌گیری پوشش‌های ورق‌های فولادی

حامد قدیریان تکنسین تعمیرات تجهیزات آزمایشگاهی و مسئول این پروژه با اعلام این خبر گفت: پیش از ساخت این دستگاه تست و کنترل پوشش قلع به دو روش شیمیایی و دستگاهی با استفاده از طیف سنج اشعه a انجام می‌شد که هر تست شیمیایی ۲۵ دقیقه بطول می‌انجامید و همین طولانی شدن زمان پاسخ دهی آزمایشگاه به خط تولید باعث کم و زیاد شدن پوشش قلع ورق می‌گردید. وی در توضیح این مطلب گفت: یکی از ایرادهای مهم

اندازه‌گیری مقدار پوشش قلع به روش دستگاهی که با استفاده از طیف سنج اشعه X (X-lab2000) انجام می‌گیرد، این است که چون عدم قطعیت روش اندازه‌گیری در مقایسه با دستگاه ساخته شده زیادتر است، ناچار می‌شوند برای جلوگیری از ادعاهای آتی مشتری مقدار پوشش قلع بیشتری (۳/۱ گرم بر هر مترمربع ورق) را بر روی ورق انتخاب کنند که مصرف قلع را بالا می‌برد. این در حالیست که مطابق استاندارد ASTM 624 مقدار قلع مصرفی بایستی در حدود ۲/۴۵ تا ۳/۹ گرم بر هر مترمربع ورق باشد که تولیدکنندگان معتبر ورق قلع اندود ۲/۵۰ گرم بر هر مترمربع را انتخاب می‌کنند تا ضمن کم کردن مصرف قلع، استاندارد فوق را نیز پوشش داده باشند.

بهینه سازی و توسعه پست ۶۳ کیلوولت تغذیه کننده ناحیه فولادسازی فولاد مبارکه

با در مدار قرار گرفتن ترانس چهارم پست ۶۳ به ۶/۶ کیلوولت تغذیه کننده ناحیه فولادسازی و ریخته‌گری مداوم، مراحل بهینه سازی و توسعه پست فولادسازی (EFS) فولاد مبارکه به پایان رسید و در نتیجه علاوه بر کاهش هزینه ۷ میلیارد ریالی مزایای دیگری برای فولاد مبارکه به بار نشست.

افزایش کیفیت محصولات در ناحیه فولادسازی و نورد پیوسته فولاد مبارکه

با بکارگیری روشهای بهینه و آنالیزهای دقیق کیفی، محصولات ناحیه فولادسازی و نورد پیوسته فولاد مبارکه با یک درصد رشد به ۹۲/۴۵ درصد رسید.

مهندس محمود محمدی فشارکی رئیس تولید نورد گرم ناحیه فولادسازی و نورد پیوسته این خبر را داد و گفت: رکورد قبلی کیفیت محصولات این ناحیه ۹۱/۴۵ درصد بود که با تلاش و خرد جمعی کارکنان و کارشناسان واحد و اجرای تمهیدات فوق این موفقیت حاصل شد.

انجام موفقیت آمیز عملیات ساخت و تعویض بدنه‌ی سرنده‌گندله ورودی به احیاءمستقیم در فولاد مبارکه

در راستای بومی سازی هر چه بیشتر صنایع کشور و بویژه صنعت فولاد این بار کارکنان تلاشگر تعمیرات احیاءمستقیم توانستند سرنده‌های ورودی احیاءمستقیم را که هر کدام با ظرفیت ۱۰۰۰ تن بر ساعت ریزدانه‌های گندله دریافتی را جدا می‌سازند، بومی سازی نمایند.

رئیس تعمیرات واحد احیاءمستقیم با بیان مطلب فوق گفت: این سرنده‌های ژاپنی از ابتدای راه‌اندازی واحد در حال بهره برداری بوده‌اند و روزانه حدود ۲۵ هزارتن مواد را سرنده می‌نمایند که در جریان استفاده از آنها بدنه‌ی یکی از این سرنده‌ها به دلیل خستگی دچار شکستگی‌های مکرر

می‌گردید و در نهایت کاهش میزان ارتعاش، کاهش کارایی سرنده و کاهش بهره‌وری را بدنبال داشت.

اصلاح عیوب تلسکوپی شدن کلاف در ناحیه‌ی نورد سرد ۲

مهندس مسعود مسعودی سرپرست خط ورق رنگی ناحیه نوردسرد ۲ درخصوص روش شناسایی فعالیتهای فاقد ارزش افزوده و تعیین اقدامات اصلاحی در راستای حذف آنها در خط تولید ناحیه نوردسرد ۲ گفت: یکی از عیوب بارزی که در خط تولید ورق رنگی باعث دوباره کاری در سیکل تولید و افت کیفیت بسته‌بندی کلاف‌های ورق می‌گردید، عیب تلسکوپی شدن کلاف بود که بحمد... با تلاش همکاران این مشکل مرتفع و درصد عیوب از ۴۵ درصد در تیرماه ۸۸ به صفر درصد در سال جاری رسید.

مدیران محترم روابط عمومی

کارخانجات آهن و فولاد و صنایع مرتبط عضو حقوقی انجمن

فصلنامه پیام فولاد انجمن آهن و فولاد ایران آماده دریافت آخرین اخبار مربوط به آهن و فولاد جهت درج در این نشریه می‌باشد.

تلفن: ۲۴-۳۹۳۲۱۲۱-۳۹۳۲۱۲۱ (۰۳۱۱)

مازاد ظرفیت تهدیدی برای تجارت بین‌المللی فولاد

مرجع: www.metalsnews.ir

اخبار از سایت‌های بین‌المللی

(مرجع: www.steeltimesint.com)

پیش‌بینی متوسط برای تولید فولاد

بر اساس صحبت‌های هیئت مدیره WSD در کنفرانس سالیانه استراتژی‌های موفق فولاد اروپا که در دسامبر توسط متال بولتن و WSD در لندن برگزار شد، چشم‌انداز تولید جهانی فولاد در ۲۰۱۱ از متوسط با احتمال ۴۵ درصد تا خوب با احتمال ۳۰ درصد پیش‌بینی می‌شود. برای ۲۰۱۲، احتمال خوب بودن تولید فولاد تا ۴۰ درصد بالا می‌آید در حالی که احتمال متوسط بودن تولید تا ۳۰ درصد افت می‌کند.

میلیون تن بود و افزایش ۸ درصدی نسبت به نوامبر ۲۰۰۹ داشت. ایتالیا ۲/۳ میلیون تن تولید کرده و ۱۹/۳ درصد بیشتر از ماه مشابه در ۲۰۰۹ بوده است. ترکیه با تولید ۲/۵ میلیون تن فولاد خام در نوامبر ۲۰۱۰ افزایش ۱۵/۷ درصدی در مقایسه با نوامبر ۲۰۰۹ نشان داد. ایالات متحده ۶/۵ میلیون تن فولاد خام تولید کرده و ۱۳ درصد بالاتر از نوامبر ۲۰۰۹ بوده است. برزیل ۲/۶ میلیون تن فولاد خام در نوامبر ۲۰۱۰ تولید کرد که ۲/۸ درصد کاهش نسبت به ماه مشابه سال گذشته داشته است.

تولید فولاد جهانی بالاتر از ۲۰۰۸

تولید فولاد خام جهان در نوامبر ۲۰۱۰، ۳۱/۹ درصد بالاتر از نوامبر ۲۰۰۸ بود که تأثیر بحران اقتصادی جهانی بر تولید فولاد خام جهان مشهود. تولید فولاد خام در ۱۱ ماه اول سال ۲۰۱۰، ۱/۲۸۱ بیلیون تن و ۴/۶ درصد بالاتر از ۲۰۰۸ بود. با این وجود تولید فولاد خام در اتحادیه اروپا و آمریکای شمالی در ۱۱ ماه اول ۲۰۱۰ در مقایسه با بازه زمانی مشابه در ۲۰۰۸، به ترتیب ۱۵/۳ و ۱۴/۱ درصد کمتر بود در حالی که تولید فولاد خام آسیا ۱۶/۴ درصد بالاتر بود. بر اساس گزارش انجمن فولاد جهان تولید فولاد خام جهان در نوامبر برای ۶۶ کشور ۱۱۴ بیلیون تن و ۵/۱ درصد بالاتر از نوامبر ۲۰۰۹ بوده است. تولید فولاد خام جهان در ۱۱ ماه اول ۲۰۱۰ نیز ۱/۲۸۱ بیلیون تن و در مقایسه با بازه زمانی مشابه در ۲۰۰۹، ۱۶/۲ درصد بالاتر بود. تولید فولاد خام چین در نوامبر ۲۰۱۰، ۵۰/۲ میلیون تن با افزایش ۴/۸ درصدی در مقایسه با نوامبر ۲۰۰۹ بود. تولید فولاد خام ژاپن در نوامبر ۲۰۱۰، ۹ میلیون تن و ۱/۴ درصد بالاتر از نوامبر ۲۰۰۹ بود. در کره جنوبی تولید فولاد خام در نوامبر ۲۰۱۰، ۵/۲ میلیون تن و ۱۶/۴ درصد بالاتر از ماه مشابه سال گذشته بود. در آلمان تولید فولاد خام در نوامبر ۲۰۱۰، ۳/۸

سوراستال در قرارداد هند

سوراستال (Severstal) روسیه و شرکت ملی توسعه معدنی هند بر سر تأسیس یک شرکت مشترک برای ساخت یک کارخانه فولاد عظیم توافق کردند. شرکت مشترک پیشنهاد کرده است که معدن ذغال‌سنگ کمکی در روسیه و معدن سنگ‌آهن کمکی در هند داشته باشد؛ که در تأمین درازمدت مواد خام فولادسازی برای کارخانه فولاد پیشنهادی، مطمئن باشد. کارخانه در کارناتاکا ساخته خواهد شد و ظرفیت بین ۲ تا ۵ میلیون تن در سال را خواهد داشت. شرکت ملی توسعه معدنی هند و سوراستال هر کدام ۵۰ درصد سهام در سرمایه‌گذاری مشترک خواهند داشت و تیم مدیریت ارشد تعیین خواهد شد.

پسکو کار بر روی نورد فولاد زنگ‌نزن ویتنام را

شروع می‌کند

پسکو (Posco) چهارمین فولادساز بزرگ جهان، برای توسعه نورد فولاد زنگ‌نزن خود در ویتنام شروع به کار می‌کند. این شرکت در نظر دارد که ظرفیت تولید کارخانه نورد فولاد زنگ‌نزن ویتنام را تا فوریه ۲۰۱۲ تقریباً ۳ برابر کرده و به ۲۳۵ هزار تن در سال و تا ۲۰۱۴ به ۲۸۵ هزار تن

گرفته می‌شود. در این سرمایه‌گذاری مشترک چینالکو ۵۱ درصد و ریوتینتو ۴۹ درصد سهام خواهند داشت.

طرح مرکز نوآوری

مرکز نوآوری فرایند انگلستان و تاتا استیل تأسیس یک مرکز نوآوری دمای بالا ملی را در نظر دارند. این مرکز ظرفیت موجود را برای اجرای فعالیت‌های تحقیق و توسعه در زمینه‌های منابع جدید سوخت و انرژی، بازیابی مواد خام و کاهش مقدار مواد زائد آلی تولید شده، توسعه خواهد داد.

ادامه کار روی معادن سنگ معدن آهن لیبری

ارسلورمیتال (ArcelorMittal) تعدادی از معادن لیبری را به خاطر ۱۴ سال جنگ داخلی بسته بودند، مجدداً باز کرده است. از زمان شروع ساخت و ساز در ۲۰۰۶، ارسلورمیتال لیبری در منطقه اشتغال ایجاد کرده است. انتظار می‌رود که سرمایه‌گذاری کلی در بازسازی صنایع معدنی کشور بالغ بر ۱ میلیارد دلار باشد. واحدهای کنونی در سال ۴ میلیون تن سنگ معدن که از ذخایر توکاده، گانگرا و یلیتون تأمین می‌شود را با حمل و نقل دریایی صادر می‌کنند.

ریوتینتو منابع پیلبارا را تا ۲ میلیارد تن افزایش می‌دهد

نتایج حفاری و ارزیابی مداوم از منابع پیلبارا در غرب استرالیا، افزایش ۲ میلیارد تن به منابع معدنی اصلی ریوتینتو را نشان داد. کار اخیر (حفاری، تفسیر و تخمین مجدد در ۱۴ منطقه معدنی) منابع معدنی اصلی ریوتینتو در پیلبارا را تا ۲ میلیارد تن افزایش داده است؛ که به گزارش اخیر ۱۴/۴ میلیارد تن منابع معدنی و ۲/۸ میلیارد تن ذخایر سنگ معدن اضافه خواهد شد. سام والش، مدیر اجرایی سنگ آهن استرالیا گفت که منابع افزوده شده به ریوتینتو در توسعه فعالیت خود در پیلبارا تا ظرفیت ۳۳۳ میلیون تن در سال در ۲۰۱۵ کمک خواهد کرد.

در سال برساند. در مرحله اول توسعه تا ۲۰۱۲، شرکت یک پرس نورد سرد با ظرفیت ۱۰۰ هزار تن در سال و تجهیزات آنیل با قابلیت فرایند ۲۰۰ هزار تن در سال اضافه خواهد کرد و در مرحله دوم برای تکمیل کار در ۲۰۱۴، پرس نورد سرد ۱۰۰ هزار تن دیگر راه‌اندازی خواهد شد. طبق نظر فولادسازان، حدود ۳۱۰ هزار تن فولاد زنگ‌نزن نورد سرد شده در سال در منطقه تولید می‌شود در حالی که تقاضا به ۶۶۰ هزار تن در سال می‌رسد.

۶/۵ میلیون پوند هزینه ارتقاء تکنولوژی کارخانه

استوکس بریدج

تاتا استیل ۶/۵ میلیون پوند برای تجهیزات پیشرفته با تکنولوژی بالا در کارخانه استوکس بریدج (Stocksbridge) خود، جهت افزایش تولید فولادهای هوافضا سرمایه‌گذاری خواهد کرد. این شرکت دو کوره قوس خلاء و تجهیزات آزمایش تخصصی را جهت صدور مجوز کارخانه در زمینه ساخت فولادهای ویژه بیشتر برای صنایع هوافضا، راه‌اندازی خواهد کرد. تجهیزات جدید، تولید تاتا استیل در زمینه این فولادها را تا ۳۰ درصد بالا خواهد برد و همچنین حدود ۱۰ شغل جدید ایجاد خواهد کرد. پیترو هوگ، مدیر کل شرکت خصوصی تاتا استیل، گفت: این سرمایه‌گذاری ما را قوی‌تر خواهد کرد و به تأمین شغل ۲۰۰۰ فولادکار ایالت یورکشایر جنوبی کمک خواهد کرد.

سرمایه‌گذاری مشترک ریوتینتو و چینالکو برای

اکتشاف چینی

ریوتینتو و چینالکو برای سرمایه‌گذاری مشترک اکتشافی در چین توافق کرده‌اند. آن‌ها مناطق اصلی ذخایر کانی را کشف خواهند کرد و انتظار می‌رود در نیمه اول سال آینده شروع به فعالیت کنند. بین ۳ تا ۵ پروژه اکتشافی در سطح گسترده برای تمرکز اولیه انتخاب خواهد شد و پتانسیلی برای مناطق اضافی که بعداً افزوده خواهند شد، در نظر

نازدهای نکتولوژی*

ترجمه و تنظیم: مهندس یوسف مظاهری

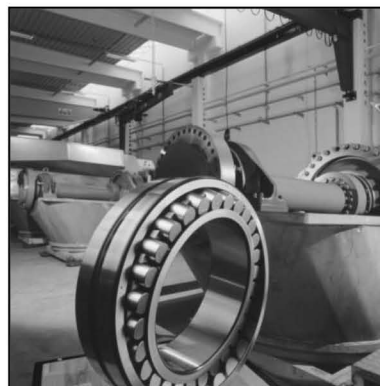
انجمن آهن و فولاد ایران

سیستم اندازه‌گیری بر اساس قابلیت انعکاس برای درجه‌بندی کک در تولید آهن و فولاد

کمپانی کرایک پیشرفته‌ترین سیستم اندازه‌گیری خود که بر اساس قابلیت انعکاس نور کار می‌کند را تحت عنوان 308 Coal™ معرفی کرده است. این سیستم برای اطمینان از بهینه بودن ترکیب ذغال سنگ مورد استفاده در تولید آهن و فولاد و یکنواخت بودن ترکیب آن از مجموعه‌ای به مجموعه دیگر طراحی شده است. سیستم مذکور که مجهز به یک میکروسکوپ برنامه‌پذیر است، بر اساس قابلیت انعکاس نور ویتترینیت (Vitrinite) که ترکیبی از پلیمرهای مختلف، سلولز و لیگنین است کار می‌کند. با اندازه‌گیری میزان انعکاس نور در کوتاه‌ترین زمان ممکن، ترکیب ذغال سنگ و مقدار مواد فرار آن مشخص و مناسب بودن آن برای کک‌سازی در تولید آهن و فولاد تعیین می‌شود.

پوشش جدید برای یاتاقان‌های غلتکی استوانه‌ای جهت کاهش تخریب‌های جعبه‌دنده

گروه صنعتی شافلر یک پوشش جدید مخلوط اکسید آهن، روی یاتاقان‌های غلتکی استوانه‌ای ایجاد کرده است که مقاومت فزاینده در برابر لغزش حین شرایط بار متناوب و کاهش چشمگیر نرخ تخریب جعبه‌دنده‌های توربین‌ها را فراهم می‌کند. این پوشش جدید اکسیدی سیاه رنگ و مات که Durotect® B نامیده شده است با غوطه‌وری در محلول ایجاد می‌شود. ساختار سطحی و خواص الکتریکی و مغناطیسی مواد پایه را تغییر نمی‌دهد و شدیداً مقاوم به خمش و تنش و محافظ ضد خوردگی عالی می‌باشد. شافلر این پوشش‌ها را برای استفاده روی یاتاقان‌های غلتکی در توربین‌های بادی، یاتاقان‌های شافت‌ها و اتصالات با سرعت بالا توصیه می‌کند.



* این متن برگرفته از سایت www.solusource.com می‌باشد.

عناوین مقالات مندرج در مجلات بین‌المللی آهن و فولاد
(این شماره)

Ironmaking & Steelmaking, Vol. 37 (November 2010), No. 8

- ◆ **Applications of Computational Fluid Dynamics (CFD) in iron- and steelmaking: Part 1**
Chattopadhyay, K.; Isac, M.; Guthrie, R.I.L., pp. 554-561(8).
- ◆ **Applications of Computational Fluid Dynamics (CFD) in iron- and steelmaking: Part 2**
Chattopadhyay, K.; Isac, M.; Guthrie, R.I.L., pp. 562-569(8).
- ◆ **Programmed heating of coke ovens for increased coke size**
Jenkins, D.R.; Mahoney, M.R., pp. 570-577(8).
- ◆ **Bath mixing behaviour in top-bottom-side blown converter**
Zhong, L.C.; Wang, X.; Zhu, Y.X.; Chen, B.Y.; Huang, B.C.; Ke, J.X., pp. 578-582(5).
- ◆ **Reducing alumina, silica and phosphorous in iron ore by high intensity power ultrasound**
Pandey, J.C.; Sinha, M.; Raj, M., pp. 583-589(7).
- ◆ **Optimisation study of ironmaking using biomass**
Helle, H.; Helle, M.; Pettersson, F.; Saxén, H., pp. 590-598(9).
- ◆ **Transport phenomena and penetrability of solid particles in hot metal during lance injection**
Sun, H.P.; Liu, Y.C.; Lu, M.J., pp. 599-606(8).
- ◆ **Microstructure and properties of semisolid hypereutectic high chromium cast iron prepared by slope cooling body method**
Huang, Z.F.; Xing, J.D.; Guo, C., pp. 607-611(5).
- ◆ **Modelling of slag foaming**
Wu, L.S.; Albertsson, G.J.1; Sichen, Du, pp. 612-619(8).
- ◆ **Rapid image analysis of ladle eye area using threshold technique**
Xu, X.D.; Brooks, G.; Yang, W.; Curic, S., pp. 620-623(4).
- ◆ **Rotary forging with double symmetry rolls**
Zhao, Y.M.; Han, X.H., pp. 624-632(9).
- ◆ **VCR back-up roll and negative work roll contour design for solving roll spalling and transfer bar profile problems in hot strip mill**
Wang, X.D.; Li, F.; Li, B.H.; Zhu, G.S.; Li, B.; Zhang, B.H., pp. 633-640(8).

ترجمه دو چکیده مقاله از مجله:

Ironmaking & Steelmaking, Vol. 37 (November 2010), No. 8

کاهش آلومینا، سیلیکا و فسفر در سنگ معدن آهن با امواج فراصوت قوی با شدت بالا

Reducing alumina, silica and phosphorous in iron ore by high intensity power ultrasound

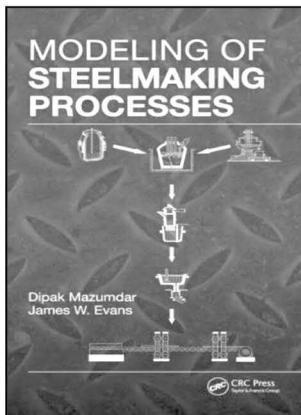
مقاله حاضر پتانسیل مفید امواج فراصوت قوی با شدت بالا را در کاهش آلومینا، سیلیکا و فسفر از سنگ معدن‌های آهن Noamundi و شرکت فولاد تاتا نشان می‌دهد. این موضوع نهایتاً منجر به بهبود راندمان تولید و کاهش نرخ کک واحدهای سیتترسازی و کوره بلند خواهد شد. بر اساس نتایج آزمایش‌ها مشاهده شد که اعمال فرکانس ۲۰ کیلوهرتز به مدت ۵ دقیقه، می‌تواند درصد آلومینا و فسفر را در سنگ معدن‌های آهن Noamundi به ترتیب از ۱/۷۲۰ و ۰/۰۵۰ درصد تا ۱/۱۲۰ و ۰/۰۴۸ درصد پایین بیاورد. در حالیکه در سنگ معدن‌های آهن Joda، آلومینا از ۲/۲۵ به ۱/۶۵ درصد و فسفر از ۰/۰۸۹ به ۰/۰۵ درصد کاهش یافت.

ریزساختار و خواص چدن کروم بالا هایپرئوتکتیک نیمه جامد تولید شده با روش بدنه خنک کننده شیب‌دار

Microstructure and properties of semisolid hypereutectic high chromium cast iron prepared by slope cooling body method

به منظور بهبود چقرمگی چدن کروم بالا هایپرئوتکتیک، مورفولوژی کاربیدهای اولیه با روش بدنه خنک کننده شیب‌دار در یک فرایند شکل‌دهی نیمه‌جامد، اصلاح شد. نمونه‌های نیمه جامد با روش‌های شکل‌دهی مختلف آماده شد و ریزساختار، چقرمگی ضربه و مقاومت سایشی مورد بررسی قرار گرفت. نتایج نشان داد که مورفولوژی کاربیدهای اولیه اصلاح شده است؛ با افزایش دمای شکل‌دهی نیمه‌جامد چقرمگی ضربه در ابتدا افزایش یافته و سپس ثابت باقی مانده است؛ با وجود بهبود چقرمگی ضربه، اما مقاومت سایشی کاهش یافته است.

معرفی کتاب



عنوان کتاب: مدل‌سازی فرایندهای فولادسازی

عنوان انگلیسی: Modeling of Steelmaking Processes

نویسندگان: Dipak Mazumdar, James W. Evans

ناشر: Taylor and Francis

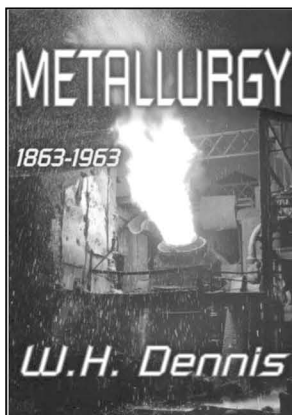
قیمت: ۱۴۰/۲۲ دلار

سال نشر: ۲۰۰۹

تعداد صفحات: ۴۶۳ صفحه

معرفی

جهت پاسخ به تجدید حیات صنعت فولاد و نیاز به تربیت کارشناسان ماهر در روش‌های فولادسازی جدید، این کتاب برای ارتباط دادن مدل‌های ریاضی و فیزیکی با فرایند و مبانی علمی فولادسازی به مباحثی فراتر از مفاهیم مدل‌سازی ابتدایی می‌پردازد. این کتاب همچنین مجموعه‌ای از کدهای کامپیوتری دینامیک سیالات را فراهم کرده و نرم‌افزار FLUENT را نیز پوشش داده است. دانشجویان مواد و مکانیک و مهندسين از مطالب این کتاب سود خواهند برد.



عنوان کتاب: متالورژی ۱۸۶۳-۱۹۶۳

عنوان انگلیسی: Metallurgy 1863-1963

نویسنده: W. H. Dennis

ناشر: Aldine Transaction

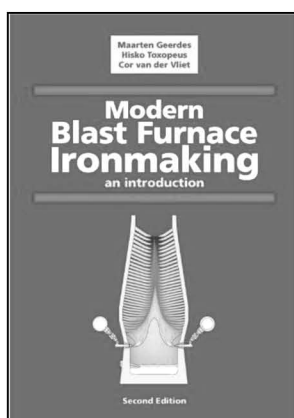
قیمت: ۳۹/۹۵ دلار

سال نشر: ۲۰۱۰

تعداد صفحات: ۳۵۲ صفحه

معرفی

این کتاب تاریخچه شگفت‌آور فرایندهای متالورژیکی را ثبت کرده است. کتاب با مقدمه‌ای که به بررسی اجمالی تمام مباحث پوشش داده شده در فصل‌های بعد می‌پردازد، شروع می‌شود. در هر کدام از هشت فصل بعد پیشرفت‌های یکی از شاخه‌های اصلی صنعت متالورژی، که عبارتند از: استخراج کانه، پیرومتالورژی، آهن و فولاد، فلزات غیرآهنی اصلی، فلزات جدید (نظیر اورانیوم، ژرمانیوم و کبالت)، فلزات قیمتی، شکل‌دهی فلزات و متالوگرافی، دنبال می‌شود. به اعتقاد نویسنده این کتاب مرجعی اصلی و تاریخچه‌ای جالب از یک جنبه مهم پیشرفت‌های تکنولوژیکی است.



عنوان کتاب: تولید چدن با روش کوره بلند نوین

عنوان انگلیسی: Modern Blast Furnace Ironmaking

نویسندگان: Hisko Toxopeus, Cor van der Vliet Maarten Geerdes

ناشر: Ios Pr Inc

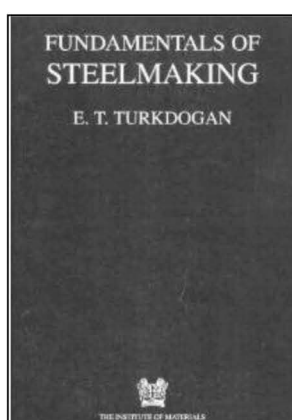
قیمت: ۱۰۴ دلار

سال نشر: ۲۰۰۹

تعداد صفحات: ۱۶۴ صفحه

معرفی

این کتاب اصول فرایند کوره بلند و به خصوص کنترل فرایند را تشریح می‌کند. به عنوان نقطه شروع، کوره بلند را یک ذوب‌کننده ساده سنگ معدن آهن در نظر گرفته و به تدریج زمینه‌های فیزیکی، شیمیایی و متالورژیکی فرایند کوره بلند را روشن می‌سازد. کتاب بر کنترل فرایند کوره بلند، به خصوص کنترل حرارتی و کنترل جریان گاز متمرکز می‌شود. مطالب ارائه شده در این کتاب می‌تواند برای دانشجویان متالورژی و اپراتورهای کوره بلند مفید باشد و در حل مشکلات عملیاتی و بهینه کردن فرایند مورد استفاده قرار گیرد.



عنوان کتاب: اصول فولادسازی

عنوان انگلیسی: Fundamentals of Steelmaking

نویسنده: E. T. Turkdogan

ناشر: Maney Publishing

قیمت: ۱۰۰ دلار

سال نشر: ۲۰۱۰

تعداد صفحات: ۳۴۵ صفحه

معرفی

به مهندسين، محققين و دانشجويان درك روشني از نحوه عمليات و شيوه‌هاي کنترل فرایند پیرومتالورژی می‌دهد. همچنین برای آموزش تخصصی مهندسين و اپراتورهای واحدهای فولادسازی مفید است.

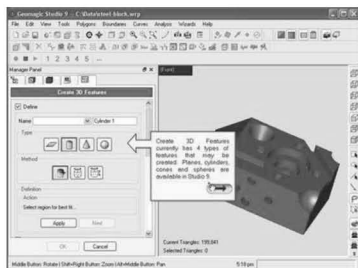
معرفی نرم افزار

معرفی نرم افزار GeoMagic

یکی از قدرتمندترین نرم افزارهای سطح سازی بر روی فایل های CMM یا خروجی های دستگاه اسکن سه بعدی (ابر نقاط) نرم افزار GeoMagic می باشد.

در ابتدا جهت آشنایی بیشتر اشاره ای به ابر نقطه و اسکن سه بعدی می کنیم و سپس به توضیح قابلیت های نرم افزار فوق می پردازیم. متداول ترین نوع اندازه برداری از سطوح پیچیده که با روش ها و وسایل دستی مثل کولیس یا زاویه سنج قابل اندازه گیری نیستند روش CMM می باشد که یک حس گر بر روی قطعه کار حرکت داده می شود و خطوطی (Curves) در راستاهای مختلف قطعه ارائه می گردد که مدل ساز می بایست در نرم افزار مدلسازی خود از این خطوط صفحاتی (Surfaces) عبور داده و با اصلاح و بازسازی این صفحات به شکل کلی قطعه کار برسد. اما این روش پروسه ای بسیار زمان گیر و مشکل ساز می باشد و گاهی در قطعاتی که دارای سطوح خیلی پیچیده و دقت بالا هستند جواب مطلوب نمی دهد لذا اسکن های سه بعدی به بازار آمدند که توسط تاباندن نور به نقاط بسیار زیاد و مجاور هم بر روی سطح قطعه کار و ثبت آنها به توده ای از نقاط کنار هم می رسند که این توده انباشته شده به ابر نقطه معروف است و محل عبور سطوحی است که شکل کلی مدل را در بر دارد.

از طرفی بعلاوه دقت ابعادی فوق العاده بالای این نقاط که ممکن است تا رنج میکرون نیز هم برسد کوچکترین ناهمواری روی سطح قطعه نیز اسکن خواهد شد لذا خروجی نهایی دستگاه شامل یک سری نقاط اسکن شده اضافی و نقاطی که بیان گر برجستگی ها یا فرورفتگی ها یا بریدگی های ناخواسته سطوح نازک است می باشد که باید اصلاح گردد.



اما نرم افزار GeoMagic چیست؟

نرم افزار فوق محصول شرکت امریکایی PTC بوده و جهت تسریع مراحل ساخت سطوح پیچیده در مهندسی معکوس و بالابردن دقت مدل کامپیوتری تهیه شده توسط ابر نقاط بکار گرفته می شود که دارای قابلیت های بی نظیر و منحصر به فردی است. که متخصصان صنایع مختلف نظیر اتومبیل، هوافضا، مهندسی پزشکی یا ساخت وسایل مصرفی در کل دنیا از آن بهره می برند.

در این نرم افزار فازهای مختلفی وجود دارد که باید به ترتیب در تک تک آنها مراحل کاری مربوطه را انجام داده و به فاز بعدی برویم تا در نهایت به یک مدل سه بعدی یکپارچه با دقت بالا و سطوح یکنواخت برسیم.

بطور خلاصه در مورد منطق نرم افزار باید گفت که بطور اتوماتیک از هر سه نقطه کنار هم، سه خط عبور داده و تشکیل یک مثلث می دهد حال از این هزاران مثلث بوجود آمده سطوحی عبور می دهد که همه آنها در کنار هم شکلی شبیه و نزدیک شکل اصلی قطعه ارائه دهند.



اکنون کاربر باید برای سبک شدن فایل به دقت تعداد این نقاط را کم کرده و پستی و بلندی های احتمالی را اصلاح کند و در نهایت با تکنیک های نرم افزار به یک شکل یکپارچه با حداقل سطوح و بصورت کاملاً منظم برسد. از طرفی در کنار این کار انواع نمودارها و آنالیزهای مورد نیاز جهت کنترل سطوح را نیز در اختیار دارد.

در کشورهای صنعتی از نرم افزار فوق علاوه بر مواردی که یاد شد در جاهایی که نیاز به کپی کاری دقیق دارند مثل مدلسازی دندان مصنوعی در دندان پزشکی یا تهیه یک مدل آرشویی دقیق از اشیاء عتیقه یا ابنیه تاریخی و یا قطعات کوچک تزئینی استفاده می گردد.

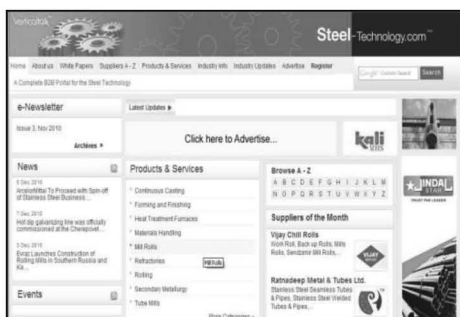
سمینارها بین المللی در زمینه مواد متالورژی

No	Title	Location	Date	Organization
1	Global Steel 2011 - the sixth international conference on steel and steel making raw materials	New Delhi, India	January 16 - 18, 2011	CMM
2	5 th Asia Steel Trade Conference 2011	Singapore	January 24 - 25, 2011	ABF
3	2011 TMS Annual Meeting	San Diego, California, USA	February 27 - March 3, 2011	TMS
4	17 th World Steel Conference	Aldrovandi Villa Borghese, Rome, Italy	March 14 - 16, 2011	CRU
5	AIS Tech 2011 - Iron & Steel Technology Conference and Exposition	USA, Indianapolis	May 2 - 5, 2011	AIST
6	Steels for Cars and Trucks	Austria, Salzburg	June 8 - 10, 2011	SCT
7	7 th European Stainless Steel Science and Market Congress	Italy	June, 2011	AIM
8	International Conference in Advanced Solidification Processes (ICASP)	Salzburg or Linz, Austria	June, 2011	AIM
9	Liquid Metal Processing	Austria, Leoben	September, 2011	ASMET
10	MS&T 2011 - The Material Science & Technology Conference and Exposition	USA, Columbus	October 17 - 20, 2011	Acers
11	Stainless Steel World Conference & Exposition 2011	Maastricht, Netherlands	November 29 - December 1, 2011	SSW
12	10 th European Electric Steelmaking Congress	France, Paris	2011	ATS/ UNESID
13	3rd International Conference in advanced Solidification Processes (ICASP)	Italy	2011	AIM
14	METEC 2011: Accompanying conferences and Congresses. 7 th European Continuous Casting Conference. 5 th International Conference in Simulation and Modelling of Metallurgical Processes in Steelmaking	Dusseldorf, Germany	2011	VDEH
15	AISTech 2012 - Iron & Steel Technology Conference and Exposition	USA, Atlanta	May 7 - 10, 2012	AIST
16	1 st International Conference on Ingot Casting, Rolling and Forging	Aachen, Germany	June 03 - 07, 2012	Stahl
17	SCANMET IV - 4 th International Conference on Process Development in Iron and Steelmaking	Sweden, Lulea	June 10 - 13, 2012	MEFOS
18	14 th International Conference on metal forming	Akademia Górniczo-Hutnicza , Kraków, Poland	September 16 - 19, 2012	AGH
19	6 th International Conference on Science and Technology of Ironmaking (ICSTI)	Brazil or Thailand	2012	TMS
20	5 th International Congress on Science and Technology of Steelmaking (ICS)	Germany, Dresden	2012	TMS
21	4 th International Conference on Thermomechanical Processing of Steels	UK/Sweden	2012	AIM
22	1 st International Conference on Ingot Casting and Forging	Germany	2012	ESIC
23	International Conference on New Developments in Metallurgical Process	POLAND, Krakow or Warsaw	2012	AIM
24	6 th European Rolling Conference (ERC)	Italy	2012	AIM

سمینارهای داخلی

ردیف	عنوان	مکان	زمان	برگزارکنندگان	پایگاه اینترنتی
۱	اولین کنفرانس ملی آزمایش‌های غیرمخرب	تهران	۱۱ و ۱۲ اردیبهشت‌ماه ۱۳۹۰	انجمن جوشکاری و آزمایش‌های غیرمخرب ایران	www.iwnt.com
۲	دوازدهمین سمینار ملی مهندسی سطح	دانشگاه صنعتی مالک‌اشتر شاهین‌شهر	۲۰-۲۲ اردیبهشت‌ماه ۱۳۹۰	انجمن علوم و تکنولوژی سطح ایران	www.issst.com
۳	دوازدهمین کنگره ملی خوردگی	تهران- دانشگاه صنعتی امیرکبیر	۲۷ و ۲۸ اردیبهشت‌ماه ۱۳۹۰	انجمن خوردگی ایران، دانشگاه صنعتی امیرکبیر، دانشگاه مهندسی پلیمر و رنگ	www.congress12.ica.ir
۴	اولین کنفرانس خاورمیانه‌ای فیزیک پزشکی	دانشگاه علوم پزشکی شیراز	۴ الی ۶ آبان‌ماه ۱۳۹۰	انجمن بین‌المللی فیزیک پزشکی، فدراسیون خاورمیانه‌ای سازمان‌های فیزیک پزشکی، انجمن فیزیک پزشکی ایران	http://mefomp.sums.ac.ir/index.asp
۵	سمپوزیوم فولاد ۹۰	-	اسفندماه ۱۳۹۰	انجمن آهن و فولاد ایران	www.issiran.com

سایت‌های اطلاع‌رسانی آهن و فولاد در شبکه اینترنت



Steel – Technology.com™

نقطه اتصال خریداران و تأمین‌کنندگان صنعت فولاد جهان است. در این سایت آخرین اخبار منتشر شده، اطلاعات دقیق پروژه‌های صنعتی، اطلاعات رویدادها و تحولات روز به روز صنعت فولاد ارائه شده است.

www.steel-technology.com

Steel Technologies

این سایت متعلق به شرکت Steel Technologies می‌باشد. این شرکت در زمینه فرآوری فولادهای نورد شده تخت برای احتیاجات خاص صنایع مختلف مصرف‌کننده فولاد، شامل خودرو، وسایل برقی، کشاورزی، ماشین‌آلات، ساختمان‌سازی و ... فعالیت می‌کند.

www.steeltechnologies.com



Metal Technologies

شرکت Metal Technologies جهانی ریخته‌گری فلزات است که فرایندهای تولید قطعات با کیفیت بالا همراه با ارزش افزوده را به صنایع مختلف ارائه می‌دهد. همچنین نیاز به چدن خاکستری، داکتیل، داکتیل آستمپر شده و چدن با گرانیف فشرده را می‌تواند تأمین کند.

www.metal-technologies.com



ماهنامه اخبار فلزات

این سایت متعلق به ماهنامه اخبار فلزات است. ماهنامه بین‌المللی خبری، اطلاع‌رسانی، آموزشی و پژوهشی اخبار فلزات با هدف تأمین نیازهای خبری، تحلیلی فعالان صنایع فلزی کشور توسط بخش خصوصی تأسیس شده است.

www.metalsnews.ir





پروژه دکتری و کارشناسی ارشد

مربوط به صنعت فولاد

عنوان پروژه دکتری: بهینه‌سازی جریان مذاب در تاندیش ریخته‌گری مداوم در جهت حذف آخال‌ها

ارائه‌دهنده: علیرضا اعلائی

اساتید راهنما: دکتر حسین ادریس - دکتر ابراهیم شیرانی

دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان - ۱۳۸۹

چکیده

در فرایند ریخته‌گری مداوم، بهینه‌سازی الگوی جریان مذاب در تاندیش نقش به‌سزایی در کنترل میزان حذف آخال‌ها و در نهایت کیفیت فولاد تولید شده دارد. هدف این رساله ارائه یک مدل مناسب در الگوی جریان فولاد مذاب در تاندیش است به گونه‌ای که آخال‌ها بتوانند در تاندیش از جریان اصلی مذاب جدا و به سرباره بیونندند. این طراحی بدون تجهیزات جنبی مانند Pad، Weir، Turbo Stopper و Dam انجام گرفت که موجب افزایش حجم مفید تاندیش، کاهش حجم مناطق مرده و یکنواخت‌تر شدن جریان شد. سبکی آخال‌ها نسبت به فولاد مذاب و از طرفی الگوی جریان باعث می‌گردد که جریان رو به بالای فولاد مذاب در تاندیش بتواند در هدایت آخال‌ها به سوی سرباره موثر واقع شود. روش کار به دو صورت حل عددی و مدل‌سازی فیزیکی انجام شده که تاکید اصلی بر بخش عددی است. در بخش عددی دلیل وجود تقارن در توزیع جریان مذاب داخل تاندیش، تنها یک دوم آن در حالت دو بعدی، مدل‌سازی ریاضی شد، همچنین در مدل‌سازی فیزیکی با در نظر گرفتن معیارهای مشابهت در حد امکان، مدل آبی با مقیاس ۱:۴ آماده شد. با بکارگیری نرم‌افزار مختصاتی و هندسی GAMBIT هندسه مدل تاندیش شبکه‌بندی و در شرایط ویژه قرار داده شد و آماده ورود به فضای دینامیک سیالات محاسباتی (CFD) که برای آنالیز کردن، طراحی و متدلوژی بهینه جریان سیال و دیگر کاربردهای انتقال گرما بکار می‌رود، گردید. در این پژوهش با توجه به مقتضیات الگوی پیشنهادی برای جریان مذاب به دو مقوله یکی وضعیت سطح آزاد در فصل مشترک آب- هوا و دیگری ردیابی ذرات آخال در هنگام ورود به تاندیش و پیمایش آنها به سمت سطح پرداخته شد و با استفاده از مدل ریاضی شبیه‌سازی کامپیوتری و اعتبار حل عددی با بکارگیری مدل آبی بررسی گردید. برای این منظور ابتدا وضعیت سطح آزاد مدل تاندیش با فرض شرایط همدم، معادلات دیفرانسیلی حاکم به روش اختلاف محدود در شرایط ناپایدار و در نظر گرفتن جریان مغشوش با مدل K- ϵ و احتساب شرایط مرزی و اولیه با استفاده از منطق جریان‌های دو فازی (فاز اولیه هوا و فاز ثانویه آب) در قالب روش کسر حجمی سیال (VoF) تعیین شد. این مدل تکنیک ره‌گیری سطح است که در یک مش ثابت اولبری اعمال می‌گردد و برای دو یا چند سیال آمیخته‌نشده‌ای که موقعیت سطح مشترک بین سیال مورد توجه است، طرح شده است. در این روش تابع مشخص‌کننده‌ی فاز در هر یک از سیال‌ها منظور و به کمک این تابع چگالی و لزجت در کل دامنه حل تعریف و با بکارگیری از نرم‌افزار دینامیک سیالات محاسباتی FLUENT حل عددی و نتایج بصورت کانتورهای کسر حجمی فازها در زمان‌های مختلف آماده گردید و به موازات آن با ساخت یک شرود عصایی شکل در مدل آبی وضعیت سطح آزاد پی‌گیری گردید که نتایج حاکی از یک سطح آزاد نسبتاً هموار بود. در مرحله بعدی با توجه به فیزیک مسئله در حرکت آخال‌ها تنها به نیروهای شناوری، درآگ و وزن آخال بها داده شد. فرضیاتی از قبیل کروی بودن ذرات و یکنواختی اندازه ذرات استفاده شد. ردیابی ذرات به روش لاگرانژی صورت گرفت و به لحاظ اندازه و دبی جرمی ورودی ذرات به مدل تاندیش این بار در فضای جریان دو فازی، روش فازهای گسسته (Discrete phase) مورد مطالعه قرار گرفت. معادلات دیفرانسیلی در شرایط ناپایدار و در نظر گرفتن حرکت استوکسی برای آخال‌ها با نرم‌افزار فوق حل عددی گردید و نتایج به شکل کانتورهای ردیابی ذرات بر حسب اندازه سرعت و زمان توقف آنها در زمان‌های مختلف ثبت شد که در نتیجه هدایت آخال‌ها به سمت سرباره را دنبال داشت.

عنوان پروژه: بهسازی مورفولوژی شبکه پیوسته کاربید کروم در فولاد ابزار لدبوریتهی بمنظور بهبود

خواص مکانیکی

ارائه‌دهنده: محمد علی حمیدزاده

اساتید راهنما: دکتر محمود مرآنیان - دکتر احمد ساعتچی

دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان - ۱۳۸۹

چکیده

فولاد ۱/۲۳۷۹ از جمله فولادهای گروه ابزار لدبوریتهی پرکروم- پرکربن است که مقاومت به سایش فوق‌العاده بالا همراه با پایداری ابعادی بالا، این نوع فولاد را برای قالب‌ها مناسب می‌سازد. به هنگام انجماد این فولاد در اثر جدایش عناصر آلیاژی کروم و کربن، شبکه پیوسته‌ای از فاز یوتکتیک کاربید کروم در مرزخانه‌های آستین بوجود می‌آید که خواص فولاد ریخته شده را تخریب می‌کند. شبکه پیوسته کاربیدی در عملیات حرارتی دمای بالا و در مدت‌های طولانی نیز قابل انحلال نمی‌باشد و از عملیات فورج گرم برای شکستن کاربیدهای کروم شکل یافته بصورت یوتکتیک و بهبود خواص مکانیکی استفاده می‌شود اما در شمش‌های با ابعاد بزرگ این شبکه‌های پیوسته کاربید کروم در هنگام فورج باعث ایجاد ترک عمیق و در مواقعی منجر به متلاشی شدن شمش می‌شود. در تحقیق حاضر به منظور بهسازی شیمیایی فازهای یوتکتیکی پیوسته و در نتیجه بهبود خواص چقرمگی آلیاژ، عوامل بهساز Mg-R.E-B و Ce-La و عنصر نیویوم بصورت جداگانه به مذاب این آلیاژ اضافه شد پس از ریخته‌گری و عملیات حرارتی آنیل، بر روی نمونه‌ها بررسی ریز ساختاری و آزمون‌های مکانیکی انجام شد. نتایج حاصل نشان داد افزودن هر دو عامل بهساز در این فولادها، سبب تغییر مورفولوژیکی کاربیدهای کروم از حالت شبکه پیوسته به ناپیوسته شد و همچنین منجر به کاهش اندازه کاربیدهای کروم M_7C_3 در حین عملیات حرارتی گشت. افزودن نیویوم باعث تشکیل کاربیدهای کروم M_7C_3 شد و از طرفی باعث تغییر مورفولوژی کاربیدهای کروم M_7C_3 ، خرد شدن این کاربیدها و خرد شدن دندریتهای آستینیت و توزیع یکنواخت‌تر در زمینه آلیاژ در حالت ریختگی شد. افزودن عوامل بهساز Mg-R.E-B و Ce-La به مذاب این آلیاژ بدون کاهش سختی، نیروی شکست در دمای محیط و استحکام نهایی کششی در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد آلیاژ و درصد ازدیاد طول را افزایش داد. افزودن عنصر نیویوم به مدار ۱/۵ درصد در این آلیاژ باعث افزایش نیروی شکست در دمای محیط شد. استحکام نهایی کششی آلیاژ در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد تغییر زیادی نکرد اما درصد ازدیاد طول در این دما را بیش از سه برابر افزایش داد. افزودن ۱/۵ درصد نیویوم به این آلیاژ حالت بهینه از سختی، چقرمگی و استحکام کششی بالا را در میان سایر نمونه‌ها پدید آورد.

عنوان پروژه: ساخت و مشخصه‌یابی تریبولوژیکی و ریز ساختاری پوشش‌های نانو کامپوزیتی پلیمری پلی (اتر

اتر کتون) / سیلیکا بر سطح فولاد ساده کربنی

ارائه‌دهنده: مهدی هدایتی

اساتید راهنما: دکتر مهدی صالحی - دکتر مسعود پنجه پور

دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی اصفهان - ۱۳۸۹

چکیده

در این پژوهش، ساخت و مشخصه‌یابی ریزساختاری و تریبولوژیکی پوشش‌های نانو کامپوزیتی پلی اترکتون (PEEK) سیلیکا مورد بررسی قرار گرفته شد. بدین منظور، پوشش‌های نیمه بلوری و آمورف PEEK و نانو کامپوزیتی SiO_2 10 vol% PEEK توسط روش پاشش الکترواستاتیکی پودر بر روی زیر لایه‌هایی از فولاد ساده کربنی (st37) ایجاد شدند. پودر نانو کامپوزیت مورد نظر به روش آسیاب کاری گلوله‌ای پرانرژی ساخته شد. قبل از فرآیند آسیاب کاری، به منظور کاهش میزان آگلومره شدن نانو ذرات سیلیکا و بهبود درجه توزیع و پخش آنها در زمینه، و افزایش استحکام فصل مشترک آنها با زمینه پلیمری، نانو ذرات سیلیکای اولیه توسط عامل پیوند سیلانی "۳-گلیسیدوکسی پروپیل تری متوکسی سیلان"، (GPTMS)، اصلاح سطح شدند. ارزیابی اصلاح سطح نانو ذرات توسط طیف نگاری مادون قرمز با تبدیل فوریه (FTIR)، میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) و سنجش میزان عبور نور (LT) انجام شد. تغییرات مرفولوژیکی، ساختار کریستالی، تغییرات توزیع اندازه ذرات و رفتار حرارتی نانو کامپوزیت حاصله حین آسیاب کاری به ترتیب توسط میکروسکوپ الکترونی ریشی (SEM) تفرق اشعه X (XRD)، آنالیزگر لیزری اندازه ذرات و آنالیز حرارتی دیفرانسیلی (DSC) مورد بررسی قرار گرفتند. پارامترهای پاشش الکترواستاتیکی و نیز دما و زمان ذوب برای دستیابی به پوشش‌های بهینه تعیین شدند. پوشش‌ها از نظر کیفیت سطحی و سطح مقطع، ساختاری بلوری، توزیع نانو ذرات در زمینه و ساختار مولکولی، به ترتیب توسط میکروسکوپ‌های نوری و الکترونی ریشی/عبوری (TEM/SEM)، XRD و طیف نگاری مادون قرمز با تبدیل فوریه (FTIR) ارزیابی شدند. سختی پوشش‌ها و استحکام چسبندگی آنها به زیر لایه، به ترتیب، توسط آزمون‌های میکروسختی و یکرز و استحکام چسبندگی Pull-off بررسی شدند. رفتار تریبولوژیکی پوشش‌ها توسط آزمون سایش پین روی دیسک مورد مطالعه قرار گرفتند. نتایج نشان دادند که سختی پوشش‌های نیمه بلوری PEEK خالص نسبت به آمورف‌ها بیشتر ولی استحکام چسبندگی آنها کمتر است. با این وجود، سختی و استحکام چسبندگی پوشش‌های نانو کامپوزیتی تقویت شده با نانو ذرات اصلاح سطح شده، به طور قابل توجهی نسبت به پوشش‌های PEEK خالص بهبود و حساسیت آنها به بلورینه یا آمورف بودن پوشش‌ها تا حد زیادی کاهش یافتند. اما، پوشش‌های نانو کامپوزیتی پر شده با نانو ذرات اصلاح سطح نشده، چسبندگی ضعیف‌تری را نسبت به پوشش‌های خالص نشان دادند. همچنین، پوشش‌های PEEK خالص نیمه بلوری رفتار سایشی -اصطکاکی بهتری را نسبت به پوشش‌های آمورف داشتند. حضور نانو ذرات سیلیکای اصلاح سطح شده باعث افزایش ضریب اصطکاک ولی بهبود روند کاهش وزن آنها شد. اما در مورد نانو ذرات اصلاح سطح نشده، حضور آنها سبب تضعیف شدید رفتار تریبولوژیکی پوشش‌ها شد. با توجه به مشاهدات SEM سطوح سایش و نمودارهای ضریب اصطکاک و کاهش وزن، مکانیزم‌های سایش چسبان، خراشان خیش ریز و خستگی سطحی برای پوشش‌های PEEK آمورف و مکانیزم‌های چسبان و تا حدودی خراشان خیش ریز برای پوشش نیمه بلوری تعیین شدند. در مورد پوشش‌های نانو کامپوزیتی اصلاح سطح شده، مکانیزم خراشان سه جسمی و چسبان (ولی با شدت کمتر نسبت به پوشش‌های خالص) دیده شد.

عنوان پروژه: بررسی و مقایسه مزیت نسبی تولید فولاد خام در شرکت فولاد مبارکه اصفهان و شرکت ذوب آهن اصفهان، رهیافت هزینه منابع داخلی (DRC)

ارائه دهنده: نجلا شفیقی

اساتید راهنما: دکتر شاپور محمدی - دکتر طهمورث حسینقلی پور

دانشکده علوم اداری، مدیریت بازرگانی - دانشگاه تهران - ۱۳۸۸

چکیده

تولید فولاد خام در مجتمع ذوب آهن اصفهان و مجتمع فولاد مبارکه اصفهان با استفاده از روش های کوره بلند و احیاء مستقیم صورت می گیرد. با توجه به اینکه تکنولوژی تولید فولاد خام در دو کارخانه فوق الذکر با یکدیگر متفاوت است، تفاوت هایی در هزینه های تولید فولاد در واحدهای مذکور بوجود می آید. این تحقیق به بررسی تکنولوژی کوره بلند در ذوب آهن اصفهان و تکنولوژی احیاء مستقیم به روش میدرکس در کارخانه فولاد مبارکه اصفهان از دیدگاه مزیت نسبی می پردازد. سؤال اصلی تحقیق این است که آیا تولید فولاد خام در دو کارخانه فوق الذکر بر اساس روش DRC دارای مزیت نسبی است؟ و در صورت داشتن مزیت نسبی، تولید فولاد به کدام شیوه اقتصادی تر است. اهداف اصلی تحقیق عبارتند از تعیین مزیت نسبی در دو کارخانه مزبور با استفاده از شاخص DRC و سرانجام هدایت منابع به سمت تولید محصول با DRC کمتر. روش کاربردی مورد استفاده جهت بررسی مزیت نسبی، روش هزینه منابع داخلی که در اصطلاح (Domestic Resource Cost) DRC می باشد که عبارت است از اندازه گیری هزینه عوامل تولید و نهاده های داخلی و خارجی به کار رفته برای تولید یک کالای خاص بر حسب قیمت های بین المللی. نتایج حاصل از تحقیق نشان می دهد که نرخ DRC برای کارخانه های ذوب آهن اصفهان بر اساس قیمت های سایه ای و عملکرد مواد مصرفی در سالهای ۸۴، ۸۵ و ۸۶ به ترتیب معادل ۰/۸۲، ۰/۸۸ و ۰/۹۷ بوده است این ضرایب نشان دهنده آن است که تولید فولاد خام به روش کوره بلند در ذوب آهن اصفهان در دو سال ۸۴ و ۸۵ دارای مزیت نسبی و در سال ۸۶ نزدیک به حالت بی تفاوتی مزیت نسبی بوده است و تولید فولاد به روش احیاء مستقیم (میدرکس) در کارخانه فولاد مبارکه اصفهان بر اساس قیمت های سایه ای و عملکرد مواد مصرفی در سالهای ۸۴، ۸۵ و ۸۶ به ترتیب معادل ۱/۰۸، ۱/۲۴ و ۰/۸۸ بوده است این ضرایب نشان دهنده آن است که تولید فولاد خام به روش احیاء مستقیم (میدرکس) در کارخانه فولاد مبارکه اصفهان در دو سال ۸۴ و ۸۵ دارای عدم مزیت نسبی و در سال ۸۶ دارای مزیت نسبی در تولید بوده است. همچنین تولید فولاد به روش کوره بلند به دلیل استفاده از زغال سنگ جهت عملیات احیاء و استفاده بیشتر از نیروی کار نسبت به تولید فولاد به روش احیاء مستقیم (میدرکس) که از گاز طبیعی جهت احیاء و نیروی کار کمتر استفاده می کند، باعث شده است که هزینه های تولید فولاد در ذوب آهن اصفهان نسبت به فولاد مبارکه به شدت افزایش یافته و فولاد خام تولیدی در کارخانه مذکور را با بی تفاوتی در مزیت مواجه سازد. از طرفی بالا بودن استهلاک سرمایه و مصرف گاز و آهن قراضه در کارخانه فولاد مبارکه از بهترین عوامل افزایش هزینه های تولید فولاد در کارخانه مذکور می باشد که می تواند عدم مزیت نسبی را منجر شود.

عنوان پروژه: اصلاح ساختار و بهبود خواص مکانیکی فولادهای کم کربن منگنزدار از طریق جوانه زنی فریت

سوزنی بر روی نانوذرات دی اکسید تیتانیم

ارائه دهنده: یوسف زاهدی مقدم

استاد راهنما: دکتر سیامک حسین نژاد

استاد مشاور: دکتر بیت اله اقبالی

دانشکده مهندسی مواد - دانشگاه صنعتی سهند تبریز - ۱۳۸۸

چکیده

این تحقیق نقش نانوذرات دی اکسید تیتانیم بر ریزساختار فولاد ساده کربنی مطالعه شده و امکان تولید بالک نانوساختار از این آلیاژ نیز بررسی گردید. بدین منظور سه ذوب از فولاد کم کربن منگنزدار تهیه شد. ذوب اول آلیاژی از فولاد کم کربن منگنزدار فاقد تیتانیم، ذوب دوم با افزودن فروتیتانیم به ذوب سوم با افزودن نانوذرات دی اکسید تیتانیم به ذوب اول تهیه گردید. عملیات ذوب و آلیاژسازی در کوره قوسی تحت خلا انجام گرفت. پس از نورد سرد بر روی آلیاژها، سیکلهای مختلف عملیات حرارتی ایزوترمال انجام گرفت. سپس نمونه های سیکل عملیات حرارتی ایزوترمال ۵۵۰-۱۲۵۰ درجه سانتیگراد (آنیل در دمای ۱۲۵۰ درجه سانتیگراد و سپس انتقال سریع به حمام نمک با دمای ۵۵۰ درجه سانتیگراد)، ۵۰ درصد نورد سرد شده و تحت شرایط مختلف در حمام نمک آنیل شدند. در تصاویر متالوگرافی از نمونه های عملیات حرارتی ایزوترمال، وجود فریت سوزنی درون دانه ای در ریزساختار آلیاژ حاوی نانوذرات دی اکسید تیتانیم مشهود بوده و شدت جوانه زنی آن نسبت به آلیاژ حاوی فروتیتانیم بیشتر میباشد. به نظر می رسد تشکیل لایه سطحی Ti_2O_3 بر روی نانوذرات دی اکسید تیتانیم و جذب منگنز از زمینه اطراف سبب جوانه زنی فریت سوزنی درون دانه ای شده است. نتایج آزمایشهای کشش نشان دادند که در حضور نانوذرات استحکام تسلیم و استحکام کششی افزایش یافته است. در تصاویر SEM از سطح شکست فولاد حاوی نانوذرات صفحات بزرگ شکست کلیواژ مشاهده می شود. در تصاویر متالوگرافی از نمونه حاوی نانوذرات پس از عملیات آنیل در حمام نمک وجود ساختارهای فوق العاده ریزدانه با دانه بندی همگن در اثر تبلور مجدد مشهود میباشد. توزیع ناهمگن دانه بندی فریت در ریزساختار تبلور مجدد نمونه فاقد تیتانیم مشاهده می شود. نتایج نشان دادند که در فولاد حاوی نانوذرات بعد از عملیات آنیل در دمای ۶۰۰ درجه سانتیگراد و زمان ۳/۶ks، استحکام تسلیم، استحکام کششی و سختی افزایش قابل توجه ای یافته است.

برگزاری دوره‌های آموزشی انجمن آهن و فولاد ایران

کمیته آموزش انجمن آهن و فولاد ایران بمنظور شناخت هرچه بیشتر نیازها و استعدادهای واحدهای صنعتی و گسترش امر آموزش آمادگی خود را در برپایی دوره‌های آموزشی - کاربردی در زمینه‌های مختلف آهن و فولاد اعلام می‌دارد. لذا از کلیه مسئولان و صاحبان صنایع که علاقمند به برگزاری دوره‌های آموزشی که تاکنون از طرف انجمن ارائه شده و یا دوره‌های آموزشی خاص دیگری که مورد نیاز آن مؤسسه است تقاضا می‌گردد از طریق تکمیل فرم زیر این انجمن را مطلع فرمایند. بدیهی است دوره‌های پیشنهادی از طرف متقاضیان قابل بررسی و اجراء است.

فرم درخواست برگزاری دوره‌های آموزشی توسط انجمن آهن و فولاد ایران

بدینوسیله اینجانب درخواست برگزاری <input type="checkbox"/> دوره آموزشی یا <input type="checkbox"/> سمینار در زمینه را دارم. نام و نام خانوادگی: سمت: نام مؤسسه: آدرس مؤسسه: تلفن: نمایر: امضاء و تاریخ:

بسته‌های آموزشی انجمن آهن و فولاد ایران بسته خوردگی

ردیف	عنوان دوره	تعداد روزهای برگزاری (هر روز ۸ ساعت می‌باشد.)
۱	بازرسی رنگ و پوشش	۳
۲	بازرسی خوردگی در صنایع	۳
۳	روشهای کنترل و بازرسی خوردگی فلزات در صنعت	۳
۴	طراحی و انتخاب مواد مقاوم به خوردگی	۳
۵	حفاظت کاتدی و آندی	۳
۶	پایش و مانیتورینگ خوردگی	۳
۷	اصول خوردگی و انواع آن	۳
۸	کنترل خوردگی و رسوب دیگ‌های بخار آب و داغ	۳

بسته ریخته‌گری

ردیف	عنوان دوره	تعداد روزهای برگزاری
۱	روش‌های متداول ریخته‌گری	۳
۲	روش‌های نوین در ریخته‌گری شامل: ریخته‌گری به روش نیمه جامد، ریخته‌گری به روش لاست‌فوم، ریخته‌گری زاماک، شمش‌ریزی	۳
۳	طراحی سیستم‌های راهگامی و تغذیه‌گذاری در قطعات ریخته‌گری	۳
۴	بررسی عیوب ریخته‌گری شامل: ذوب و ریخته‌گری، بررسی عیوب ریخته‌گری در ماسه، بررسی عیوب قطعات ریخته‌گری آهنی / چدن و فولاد، بررسی عیوب در شمش‌ها	۲
۵	کنترل و کاهش ضایعات در ریخته‌گری	۲

بسته مهندسی سطح

ردیف	عنوان دوره	تعداد روزهای برگزاری
۱	انواع روش‌های عملیات حرارتی سخت کردن سطح فولاد	۳
۲	تکنولوژی پاشش حرارتی، HVOF	۱
۳	بازرسی قطعات فرسوده و سایش یافته تحت عنوان مکانیزم‌های سایش و تخریب‌های سایشی در قطعات فولاد	۲
۴	بررسی سایش قطعات مورد استفاده در معادن و صنایع سیمان	۲
۵	بررسی سایش قطعات مورد استفاده در صنایع مختلف (معادن، سیمان، ریلی و ...)	۲
۶	روش‌های استاندارد کنترل کیفیت پوشش‌های صنعتی	۲
۷	بهبود و ارتقاء خواص سطحی فولادهای کم آلیاژی با استفاده از روش نیتروژن‌دهی پلاسمایی به کمک شبکه‌های فعال فلزی	۳

بسته ارزیابی خواص مکانیکی مواد و شکل‌دهی

ردیف	عنوان دوره	تعداد روزهای برگزاری
۱	روش‌های شکل‌دهی فلزات	۲
۲	Sheet Metal Forming (شکل دادن ورق‌های فلزی)	۲
۳	بررسی عیوب ورق‌های نوردی گرم	۱
۴	آنالیز تخریب در قطعات صنعتی	۱
۵	خواص مکانیکی مواد	۱
۶	آزمایش‌های خواص مکانیکی مواد	۱

بسته جوشکاری

ردیف	عنوان دوره	تعداد روزهای برگزاری
۱	شناخت مواد مصرفی جوشکاری و انتخاب آن	۲
۲	بازرسی جوش ۱	۵
۳	بازرسی جوش ۲	۵
۴	بازرسی جوش چشمی	۳
۵	بازرسی جوش لوله	۳
۶	عیوب جوش و علل پیدایش آن	۱
۷	پیچیدگی در قطعه جوش و راه های پیشگیری	۱
۸	سوپروایزر اجرایی piping (اجرا، طراحی، جوش، دفترنی، QC، عایق و رنگ)	۲
۹	آزمایش های غیرمخرب: آزمون دوره UT، دوره PT، آزمون دوره RTI (I, II)، MT، آزمون دوره UT: ۳ روز، آزمون دوره PT: ۱ روز، آزمون دوره MT: ۱ روز، آزمون دوره RTI (I, II): ۵ روز	
۱۰	بازرسی و کنترل کیفیت	۵
۱۱	بازرسی مخازن تحت فشار	۳
۱۲	عملیات حرارتی در جوشکاری	۲
۱۳	متالورژی جوشکاری و جوشکاری فولادهای زنگ نزن	۲

بسته روش های آنالیز مواد

ردیف	عنوان دوره	تعداد روزهای برگزاری
۱	پرتونگاری صنعتی	۴
۲	متالوگرافی شامل: متالوگرافی نوری، متالوگرافی الکترونی	۲
۳	متالوگرافی کمی و کیفی آلیاژهای آهنی	۱
۴	متالوگرافی کمی و کیفی آلیاژهای غیر آهنی	۱
۵	آنالیز کمی شامل: کوانتومتری، اسپکترومتری	۱
۶	روش های نوین آنالیز مواد	۲

بسته استاندارد

ردیف	عنوان دوره	تعداد روزهای برگزاری
۱	شناخت و ارزیابی عیوب ناشی از فرایندهای ساخت بر طبق استانداردهای مهم بین المللی	۲
۲	آشنایی با استانداردهای کارخانه، ملی، منطقه ای و بین المللی	۳
۳	اصول استاندارد کردن و تدوین استانداردها	۳

بسته ذوب

ردیف	عنوان دوره	تعداد روزهای برگزاری
۱	تولید چدن در کوره بلند	۱
۲	تکنولوژی ذوب فولادهای آلیاژی در کوره های قوس الکتریکی	۱

بسته شناسایی و انتخاب مواد

ردیف	عنوان دوره	تعداد روزهای برگزاری
۱	کلید فولاد	۱
۲	شناسایی فولادها، چدن ها و کاربرد آنها	۲
۳	انتخاب مواد جهت کاربرد در دمای بالا	۱
۴	انتخاب مواد مقاوم به خستگی	۱

بسته انرژی

ردیف	عنوان دوره	تعداد روزهای برگزاری
۱	بهینه سازی مصرف انرژی در صنایع فولاد	۱
۲	مدیریت انرژی (عمومی): - مبانی بهینه سازی مصرف انرژی - بهینه سازی مصرف انرژی در سیستم های حرارتی - بهینه سازی مصرف انرژی الکتریکی - بهینه سازی مصرف انرژی در بویلرها	۶
۳	بهینه سازی مصرف انرژی در سیستم های حرارتی: - بهینه سازی مصرف انرژی حرارتی و مدیریت احتراق - مدیریت انرژی در سیستم های بخار - محاسبات حرارت و فنون اندازه گیری	۶
۴	بهینه سازی مصرف انرژی در سیستم های الکتریکی - بهینه سازی مصرف انرژی الکتریکی و فنون اندازه گیری - بهینه سازی مصرف انرژی در کمپرسورها - بهینه سازی مصرف انرژی در روشنایی و ترانسفورماتورها - مدیریت بار	۶

کمیته آموزش انجمن آهن و فولاد ایران

انتشارات آهن و فولاد

ردیف	عنوان	گردآورنده	تاریخ انتشار	مبلغ (ریال)
۱	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۷۵	دانشکده مهندسی مواد دانشگاه صنعتی اصفهان	مهر ۱۳۷۵	۴۰/۰۰۰
۲	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۷۸	انجمن آهن و فولاد ایران	اردیبهشت ۱۳۷۸	۵۰/۰۰۰
۳	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۷۹	انجمن آهن و فولاد ایران	بهمن ۱۳۷۹	۵۰/۰۰۰
۴	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۸۰	انجمن آهن و فولاد ایران	بهمن ۱۳۸۰	۵۰/۰۰۰
۵	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۸۱	انجمن آهن و فولاد ایران	بهمن ۱۳۸۱	۶۰/۰۰۰
۶	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۸۲	انجمن آهن و فولاد ایران	بهمن ۱۳۸۲	۷۰/۰۰۰
۷	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۸۳	انجمن آهن و فولاد ایران	اسفند ۱۳۸۳	۸۰/۰۰۰
۸	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۸۴	انجمن آهن و فولاد ایران	اسفند ۱۳۸۴	۸۵/۰۰۰
۹	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۸۵	انجمن آهن و فولاد ایران	اسفند ۱۳۸۵	۹۵/۰۰۰
۱۰	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۸۶	انجمن آهن و فولاد ایران	بهمن ۱۳۸۶	۱۰۵/۰۰۰
۱۱	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۸۷	انجمن آهن و فولاد ایران	اسفند ۱۳۸۷	۱۲۰/۰۰۰
۱۲	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۸۸	انجمن آهن و فولاد ایران	اسفند ۱۳۸۸	۱۵۰/۰۰۰
۱۳	مجموعه مقالات سمپوزیوم فولاد ۸۹	انجمن آهن و فولاد ایران	اسفند ۱۳۸۹	۲۰۰/۰۰۰
۱۴	جزوه بهبود مستمر در صنعت با استفاده از نگرش کایزن	مهندس عبدالله اعزازی	آذر ۱۳۸۰	۶/۰۰۰
۱۵	جزوه شناخت، ارزیابی و کنترل آخالها در فولاد همراه با ضمیمه	دکتر احمد کرمانپور	مرداد ۱۳۸۱	۴۶/۰۰۰
۱۶	کتاب جوشکاری فولادهای صنعتی	مهندس عبدالوهاب ادب آوازه	تیرماه ۱۳۸۲	۱۰/۰۰۰
۱۷	Physical Metallurgy of Steel (2001)	Glyn Meyrick- Robert H. wagoner- wei Gan	زمستان ۸۲	۱۰/۰۰۰
۱۸	Introduction to the Economics of Structural Steel Work (2001)	The Southern African Institute of Steel Construction	زمستان ۸۲	۱۰/۰۰۰
۱۹	Steels "Microstructure and Properties", Third Edition	H. K. D. H. Bhadeshia and Sir Robert Honeycombe	شهریور ۸۷	۴۵/۰۰۰
۲۰	Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, Version 3	International Iron & Steel Institute	شهریور ۸۷	۱۵/۰۰۰
۲۱	کتاب فولادسازی ثانویه	مهندس محمدحسین نشاطی	شهریورماه ۸۴	۴۸/۰۰۰
۲۲	کتاب فرهنگ جامع مواد	مهندس پرویز فرهنگ	شهریورماه ۸۸	۱۸۰/۰۰۰
۲۳	فصلنامه علمی - خبری پیام فولاد از شماره ۱ لغایت شماره ۴۰	انجمن آهن و فولاد ایران	از پائیز ۷۹ لغایت پاییز ۸۹	۲۰/۰۰۰
۲۴	مجله علمی - پژوهشی بین المللی انجمن آهن و فولاد ایران (International Journal of Iron & Steel Society of Iran)	انجمن آهن و فولاد ایران	از زمستان ۸۳ لغایت زمستان ۸۸	افراد حقیقی ۵۰/۰۰۰ مؤسسات حقوقی ۱۰۰/۰۰۰
۲۵	کتاب راهنمای انتخاب و کاربرد فولاد ابزار	مهندس محمدحسین نشاطی	اسفندماه ۸۸	۵۰/۰۰۰
۲۶	کتاب مرجع فولاد	مهندس محمدحسن جولزاده	آذرماه ۸۹	۳۰/۰۰۰

در ضمن هزینه پست سفارشی به مبلغ فوق اضافه خواهد شد. جهت کسب اطلاعات بیشتر با شماره تلفن ۲۴-۳۹۳۲۱۲۱ (۰۳۱۱) دفتر مرکزی انجمن آهن و فولاد ایران تماس حاصل نمایید.

راهنمای اشتراک فصلنامه پیام فولاد

- در صورت تمایل به اشتراک فصلنامه پیام فولاد لطفاً نکات زیر را رعایت فرمائید.
- ۱- فرم اشتراک را کامل و خوانا پر کرده و کدپستی و شماره تلفن را حتماً قید فرمائید.
 - ۲- مبلغ اشتراک را می‌توانید از کلیه شعب بانک ملی ایران در سراسر کشور به حساب کوتاه مدت سیبا به شماره ۰۲۰۲۸۳۱۶۲۷۰۰۲ بنام انجمن آهن و فولاد ایران در بانک ملی شعبه دانشگاه صنعتی اصفهان (کد ۳۱۸۷) حواله نمائید و اصل فیش بانکی را همراه با فرم تکمیل شده اشتراک به نشانی:
اصفهان- بلوار دانشگاه صنعتی اصفهان- شهرک علمی تحقیقاتی اصفهان- پارک علم و فناوری شیخ بهایی- انجمن آهن و فولاد ایران- کدپستی: ۸۳۱۱۱-۸۴۱۵۶ ارسال فرمائید.
 - ۳- کپی فیش بانکی را تا زمان دریافت نخستین شماره اشتراک نزد خود نگه دارید.
 - ۴- مبلغ اشتراک برای یک سال با هزینه پست و بسته‌بندی ۱۰۰/۰۰۰ ریال می‌باشد.
 - ۵- در صورت نیاز به اطلاعات بیشتر با شماره تلفن‌های ۲۴-۳۹۳۲۱۲۱ (۰۳۱۱) تماس حاصل فرمائید.

فرم اشتراک

پیوست فیش بانکی به شماره به مبلغ ریال بابت حق اشتراک
یک ساله فصلنامه پیام فولاد ارسال می‌گردد.

خواهشمند است مجله را برای مدت یک سال از شماره به نشانی زیر بفرستید.

قبلاً مشترک بوده ام شماره اشتراک قبل مشترک نبوده ام

نام نام خانوادگی نام شرکت یا مؤسسه

شغل تحصیلات سن

نشانی : استان شهرستان خیابان

کوچه کد پستی : صندوق پستی :

تلفن : فاکس :

برای اعضاء انجمن این نشریه بصورت رایگان ارسال می‌گردد.



انجمن آهن و فولاد ایران

فراخوان مقاله برای مجله بین المللی انجمن آهن و فولاد ایران

انجمن آهن و فولاد ایران با هدف تخصصی تر شدن مجلات علمی و تحقیقاتی در زمینه صنعت آهن و فولاد کشور و به منظور اطلاع رسانی و تقویت هر چه بیشتر پیوندهای متخصصین، اندیشمندان، دانشگاهیان و پژوهشگران ملی و بین المللی با کسب مجوز از وزارت علوم، تحقیقات و فناوری، مجله علمی - پژوهشی بین المللی را با عنوان:

International Journal of Iron & Steel Society of Iran (Int. J. of ISSI)

منتشر می نماید.

بدینوسیله از کلیه صاحب نظران، اعضاء هیأت علمی دانشگاهها و مراکز پژوهشی و دانشجویان تحصیلات تکمیلی دانشگاهها و مؤسسات پژوهشی دعوت می گردد جهت هر چه پر بار شدن این مجله مقالات خود را به زبان انگلیسی بر اساس راهنمای موجود به آدرس زیر ارسال نمایند.

ضمناً مقالات بایستی تحت یکی از عناوین زیر تهیه گردند.

۱- آهن سازی ۲- فولادسازی ۳- ریخته گری و انجماد ۴- اصول، تئوری، مکانیزمها و کینتیک فرآیندهای دمای بالا
۵- آنالیزهای فیزیکی و شیمیایی فولاد ۶- فرآیندهای شکل دهی و عملیات ترمومکانیکی فولادها ۷- جوشکاری و اتصال فولادها ۸- عملیات سطحی و خوردگی فولادها ۹- تغییر حالتها و ساختارهای میکروسکوپی فولاد ۱۰- خواص مکانیکی فولاد ۱۱- خواص فیزیکی فولاد ۱۲- مواد و فرآیندهای جدید در صنعت فولادسازی ۱۳- صرفه جویی مصرف انرژی در صنعت فولاد ۱۴- اقتصاد فولاد ۱۵- مهندسی محیط زیست صنایع فولاد و ارتباطات اجتماعی ۱۶- نسوزهای مصرفی در صنایع فولاد

آدرس دبیرخانه مجله: اصفهان - بلوار دانشگاه صنعتی اصفهان - شهرک علمی تحقیقاتی اصفهان - پارک علم و

فناوری شیخ بهایی - انجمن آهن و فولاد ایران - کد پستی: ۸۳۱۱۱-۸۴۱۵۶

دبیرخانه مجله بین المللی انجمن آهن و فولاد ایران

تلفن: ۲۴-۳۹۳۲۱۲۱-۳۹۳۲۱۲۴ (۰۳۱۱)، دورنویس: ۳۹۳۲۱۲۴ (۰۳۱۱)

E-mail: info@issiran.com

www.issiran.com

International Journal of Iron & Steel Society of Iran

INSTRUCTIONS FOR AUTHORS

International Journal of Iron & Steel Society of Iran (ISSI) is published semiannually by (ISSI). Original contributions are invited from worldwide ISSI members and non-members.

1.Scope: The scope of the journal extends from the core subject matter of iron and steel to multidisciplinary areas in the science and technology of various materials and processes. The journal provides a medium for the publication of original studies on all aspects of materials and processes including preparation, processing, properties, characterization and application.

2.Category:

(1) Regular Article (maximum of ten printed pages): An original article that presents a significant extension of knowledge or understanding and is written in such a way that qualified workers can replicate the key elements on the basis of the information given.

(2) Review: An article of an extensive survey on one particular subject, in which information already published is compiled, analyzed and discussed. Reviews are normally published by invitation. Proposals of suitable subjects by prospective authors are welcome.

(3) Note (maximum of three printed pages): (a) An article on a new finding or interesting aspect of an ongoing study which merits prompt preliminary publication in condensed form, a medium for the presentation of (b) disclosure of new research and techniques, (c) topics, opinions or proposals of interest to the readers and (d) criticisms or additional proofs and interpretations in connection with articles previously published in the society journals.

3.Language: All contributions should be written in English or Persian. The paper should contain an abstract both in English and Persian. However for the authors who are not familiar with Persian, The latter will be prepared by the publisher.

4. Units: The use of SI units is standard. Non SI units approved for use with SI are acceptable.

5. Submission of manuscript: Manuscripts should not be submitted if they have already been published or accepted for publication elsewhere.

The original and three copies of a manuscript, both complete with Application Form, synopsis and key words, text, references, list of captions, tables, and figures, should be sent to:

The Editorial Board of International Journal of ISSI
The Iron and Steel Society of Iran
Science and Technology Sheikh Bahai Park, Isfahan Science and Technology
Town, Isfahan University of Technology Boulevard, Isfahan, 84156- 83111, Iran
(Telephone): + 98 (311)-3932121-24
(Telefax): + 98 (311)-3932124

One set of figures should be of a superior quality for direct reproduction for printing. Papers exceeding the page limits may be returned to the author for condensation prior to reviewing.

6. Reviewing: Every manuscript receives reviewing according to established criteria.

7. Revision of manuscript: In case when the original manuscript is returned to the author for revision, one clear copy of a revised manuscript, together with the original manuscript and a letter explaining the changes made, must be resubmitted within three months.

8. Disk-saved manuscript: To save the printing time and cost, it is desirable for the author to supply the final manuscript of the accepted article in the form of a **floppy disk or CD**.

9. Proofs: The representative author will receive the galley proofs of the paper. No new material may be inserted into the proofs. It is essential that the author returns the proofs before a specified deadline to avoid rescheduling of publication in some later issue.

10. Copyright: The submission of a paper implies that, if accepted for publication, copyright is transferred to the Iron and Steel Society of Iran. The society will not refuse any reasonable request for permission to reproduce a part of the journal.

11. Reprint: No page charge is made. Reprints can be obtained at reasonable prices.

A GUIDE FOR PREPARATION OF MANUSCRIPT

1. Estimation of length: A journal page consists of approximately 1000 words. Figures are usually reduced to fit into one column of 84 mm width: the largest size of a figure, 110 mm×84 mm, is equivalent to 250 words.

2. Typescript: The typescript must be presented in the order: (1) title page, (2) synopsis and key words (except for Note), (3) text, (4) references, (5) appendices, and (6) list of captions, each of which should start on a new page. The sheet must be numbered consecutively with the title page as page 1. All the sections must be typewritten, double spaced throughout, on one side of A4 paper with ample margins all around.

(1) The title page must contain the **title**, the full name, affiliation, and mailing address of each author.

(2) A **synopsis** must state briefly and clearly the main object, scope and findings of the work within 250 words. Several **key words** are required to accompany the synopsis.

(3) The **text** in a regular article must include sufficient details to enable qualified workers to reproduce the results. Extensive literature survey is not necessary. Conclusions are convictions based on the evidence presented.

(4) **References** must be numbered consecutively. Reference numbers in the text should be typed as superscripts with a closing parenthesis, for example, ¹⁾, ^{2,3)} and ⁴⁻⁶⁾. List all of the references on a separate page at the end of the text. Include the names of all the authors with the surnames last. Refer to the following examples for the proper format.

1) Journals

Use the standard abbreviations for journal names given in the International Standard ISO 4. Give the volume number, the year of publication and the first page number.

[Example] M. Kato, S. Mizoguchi and K. Tsuzaki: ISIJ Int., 40(2000), 543.

2) Conference Proceedings

Give the title of the proceedings, the editor's name if any, the publisher's name, the place of publication, the year of publication and the page number.

[Example] Y. Chino, K. Iwai and S. Asai: Proc. of 3rd Int. Symp. on Electromagnetic Processing of Materials, ISIJ, Tokyo, (2000), 279.

3) Books

Give the title, the volume number, the editor's name if any, the publisher's name, the place of publication, the year of publication and the page number.

[Example]

(1) W. C. Leslie: The Physical Metallurgy of Steels, McGraw-Hill, New York, (1981), 621.

(2) U. F. Kocks, A. S. Argon and M. F. Ashby: Progress in Materials Science, Vol.19, ed. by B. Chalmers, Pergamon Press, Oxford, (1975), 1.

3. Tables: Tables must not appear in the text but should be prepared on separate sheets. They must have captions and simple column headings.

4. Figures: All graphs, charts, drawings, diagrams, and photographs are to be referred to as Figures and should be numbered consecutively in the order that they are cited in the text. Figures must be photographically reproducible. Each figure must appear on a separate sheet and should be identified by figure number, caption and the representative author's name. Figure captions must be collected on a separate sheet. Figures are normally reduced in a single column of 84 mm width. All lettering should be legible when reduced to this size.

a) Photographs should be supplied as glossy prints and pasted firmly on a hard sheet. When several photographs are to make up one presentation, they should be arranged without leaving margins in between and separately identified as (a), (b), (c)...Magnification must be indicated by means of an inscribed scale.

b) Line drawings must be drafted with black ink on white drawing paper. High-quality glossy prints are acceptable.

c) Color printing can be arranged, if the reviewers judge it necessary for proper presentation. Authors or their institutions must bear the costs.

d) Proper places of insertion should be indicated in the right-hand margin of the text.

Classification

1. Ironmaking
2. Steelmaking
3. Casting and Solidification
4. Fundamentals of High Temperature Processes
5. Chemical and Physical Analysis
6. Forming Processing and Thermomechanical Treatment
7. Welding and Joining
8. Surface Treatment and Corrosion
9. Transformations and Microstructures
10. Mechanical Properties
11. Physical Properties
12. New Materials and Processes
13. Energy
14. Steel Economics
15. Social and Environmental Engineering
16. Refractories

تعرفه آگهی در فصلنامه پیام فولاد

مجله پیام فولاد انجمن آهن و فولاد ایران بصورت فصلنامه بیش از ده سال است که افتخار دارد تا به عنوان نشریه علمی-خبری مطالب را به صورت تخصصی در زمینه آهن و فولاد و صنایع وابسته به آن در تیراژ ۳۰۰۰ نسخه و توزیع گسترده و پی در پی به مراکز علمی و تحقیقاتی، صنعتی، تولیدی، کارخانجات، مدیران، اساتید، کارشناسان و دانشجویان و ... در اختیار مخاطبان قرار دهد. در همین راستا این فصلنامه می‌تواند به عنوان ابزاری مناسب، اطلاعات همه‌جانبه و فراگیری را به خوانندگان خود اختصاص دهد. در جدول ذیل تعرفه‌ها با توجه به محل درج آگهی آورده شده است.

ردیف	شرح مورد سفارش	قیمت (ریال)
۱	یک صفحه رنگی پشت جلد مجله	۴/۴۰۰/۰۰۰
۲	یک صفحه رنگی داخل روی جلد مجله (دوم جلد)	۳/۶۰۰/۰۰۰
۳	یک صفحه رنگی داخل پشت جلد مجله (سوم جلد)	۳/۲۰۰/۰۰۰
۴	یک صفحه رنگی ما قبل آخر	۳/۰۰۰/۰۰۰
۵	یک صفحه رنگی داخل مجله	۲/۵۰۰/۰۰۰
۶	یک صفحه سیاه و سفید داخل مجله	۱/۵۰۰/۰۰۰

توضیحات:

- ۱- به اعضاء محترم حقوقی انجمن آهن و فولاد ایران ۱۰٪ تخفیف تعلق می‌گیرد.
- ۲- به هر چهار تبلیغ متوالی از یک شرکت که بصورت سالیانه در نشریه چاپ گردد، ۱۰٪ تخفیف تعلق می‌گیرد.
- ۳- چنانچه آگهی رنگی نیاز به طراحی داشته باشد مبلغ ۶۰۰/۰۰۰ ریال به هزینه‌های فوق اضافه خواهد شد.
- ۴- قطع مجله A4 می‌باشد.
- ۵- متقاضیان درج آگهی در فصلنامه پیام فولاد، لازم است پس از انتخاب محل درج آگهی (طبق جدول فوق) مبلغ مربوطه را به حساب شماره ۰۲۰۲۸۳۱۶۲۷۰۰۲ بانک ملی ایران شعبه دانشگاه صنعتی اصفهان (کد شعبه ۳۱۸۷) بنام انجمن آهن و فولاد ایران واریز و فیش مربوطه را به پیوست فرم تکمیل شده ذیل به شماره تلفن ۰۳۱۱-۳۹۳۲۱۲۴ فاکس نمایند.

فرم مشخصات متقاضی درج آگهی در فصلنامه پیام فولاد

اینجانب با سمت در شرکت با آگاهی کامل از مفاد متن فوق، متقاضی درج آگهی در فصلنامه پیام فولاد با مشخصات ردیف از جدول فوق می‌باشم و مبلغ مربوطه را با احتساب توضیحات شماره‌های و به مبلغ ریال به حساب انجمن آهن و فولاد ایران واریز نموده‌ام که فیش آن پیوست می‌باشد.

امضاء:



فرم درخواست عضویت حقیقی و حقوقی در انجمن آهن و فولاد ایران

توجه: لطفاً در قسمتهای هاشور زده، چیزی ننویسید و نام و نام خانوادگی خود را به لاتین در محل مربوطه بنویسید.

<input type="text"/>		نوع عضویت	<input type="text"/>
<input type="text"/>		کد عضویت	<input type="text"/>
Name	<input type="text"/>	<input type="text"/>	نام
Family	<input type="text"/>	<input type="text"/>	نام خانوادگی
Company	<input type="text"/>	<input type="text"/>	نام محل کار
<input type="text"/>	تاریخ تولد	<input type="text"/>	سمت سازمانی
<input type="text"/>	محل تولد	<input type="text"/>	شماره شناسنامه
<input type="text"/>		آدرس محل کار	<input type="text"/>
<input type="text"/>	صندوق پستی	<input type="text"/>	کد پستی محل کار
<input type="text"/>	دورنویس	<input type="text"/>	تلفن محل کار
<input type="text"/>		آدرس مکاتبه	<input type="text"/>
<input type="text"/>	صندوق پستی	<input type="text"/>	کد پستی
<input type="text"/>	تلفن همراه	<input type="text"/>	تلفن
E-mail	<input type="text"/>	<input type="text"/>	
<input type="text"/>	سال دریافت مدرک	<input type="text"/>	آخرین مدرک تحصیلی
<input type="text"/>	کشور/شهر دریافت مدرک	<input type="text"/>	رشته تحصیلی
<input type="text"/>		<input type="text"/>	دانشگاه اخذ آخرین مدرک
<input type="text"/>	تاریخ انعام عضویت	<input type="text"/>	تاریخ شروع عضویت
<input type="text"/>	توضیحات	<input type="text"/>	تعداد سال عضویت

امضاء:

تاریخ:

مدارک لازم برای عضویت:

۱- برگ درخواست عضویت تکمیل شده

۲- فتوکپی آخرین مدرک تحصیلی (برای دانشجویان ارائه کپی کارت دانشجویی کافی است).

۳- دو قطعه عکس ۳×۴

۴- فیش بانکی به مبلغ (برای مؤسسات حقوقی وابسته ۵,۰۰۰/۰۰۰ ریال، برای اعضاء حقیقی ۲۰۰/۰۰۰ ریال، برای دانشجویان ۱۰۰/۰۰۰ ریال) به شماره حساب ۰۲۰۲۸۳۱۶۲۷۰۰۲ بانک ملی ایران، شعبه دانشگاه صنعتی اصفهان (کد شعبه ۳۱۸۷) به نام انجمن آهن و فولاد ایران.



تهیه مقاله برای فصلنامه پیام فولاد

۵- جداول و نمودارها با سطر بندی و ستون بندی مناسب ترسیم شده و در مورد جداول شماره و شرح آن در بالا و در مورد اشکال در زیر آن درج گردد. واحدهای سیستم بین المللی (SI) برای واحدها در نظر گرفته شود.

۶- تصاویر و عکس ها: اصل تصاویر و عکس ها باید به ضمیمه مقاله ارسال شود. در مورد مقالات ترجمه شده ارسال اصل مقاله همراه با تصاویر و عکس های آن ضروری است.

۷- واژه ها و پی نوشت ها: بالای واژه های متن مقاله شماره گذاری شده و اصل لاتین واژه با همان شماره در واژه نامه ای که در انتهای مقاله تنظیم می گردد درج شود.

۸- منابع و مراجع: در متن مقاله شماره مراجع در داخل کروش [] آورده شود و با همان ترتیب شماره گذاری شده مرتب گردیده و در انتهای مقاله آورده شوند.

مراجع فارسی از سمت راست و مراجع لاتین از سمت چپ نوشته شوند.

در فهرست مراجع درج نام مؤلفان یا مترجمان - عنوان مقاله - نام نشریه - شماره جلد - صفحه و سال انتشار ضروری است.

سایر نکات مهم:

- تایپ مقالات صرفاً با نرم افزار Microsoft Word انجام شود.
- از تایپ شماره صفحه خودداری شود.
- مطالب تنها بر یک روی کاغذ A4 (۲۹۷×۲۱۰ میلی متر) چاپ شود.
- چاپ مقاله توسط چاپگر لیزری انجام شود.
- فصلنامه پیام فولاد در حکم و اصلاح مطالب آزاد است.
- مسئولیت درستی و صحت مطالب - ارقام - نمودارها و عکس ها بر عهده نویسندگان/ مترجمان مقاله است.
- فصلنامه پیام فولاد از بازگرداندن مقاله معذور است.

فصلنامه پیام فولاد با هدف انتشار یافته های علمی - پژوهشی و آموزشی - کاربردی در جهت ارتقاء سطح دانش فولاد و صنایع وابسته در این زمینه می باشد. لذا برای تحقق این هدف انجمن آهن و فولاد ایران آمادگی خود را جهت انتشار دستاوردهای تحقیقاتی محققان گرامی بصورت مقاله های علمی و فنی در زمینه های مختلف صنایع فولاد اعلام می نماید.

راهنمای تهیه مقاله

الف) مقالات ارسالی بایستی در زمینه های مختلف صنایع آهن و فولاد باشند.

ب) مقالات ارسالی بایستی قبلاً در هیچ نشریه یا مجله ای درج شده باشد.

ج) مقالات می توانند در یکی از بخش های زیر تهیه شوند.

۱- تحقیقی - پژوهشی

۲- مروری

۳- ترجمه

۴- فنی (مطالعات موردی)*

لطفاً مقالات خود را بصورت کامل حداکثر در ۱۰ صفحه A4 و طبق دستورالعمل زیر تهیه و به همراه سی دی مقاله به دفتر نشریه ارسال فرمایید.

۱- عنوان مقاله: مختصر و بیانگر محتوای مقاله باشد.

۲- مشخصات نویسنده (مترجم) به ترتیبی که مایلند در نشریه چاپ گردد.

۳- چکیده

۴- مقدمه، مواد و روش آزمایش ها، نتایج و بحث، نتیجه گیری و مراجع

*مقالات موردی می تواند شامل چکیده، نتایج، بحث، جمع بندی و در صورت نیاز مراجع باشد. رعایت سایر موارد ذکر شده فوق در مورد مقالات موردی الزامی است.