



تجمع
فولاد
بهاری
۹۵۶



دوماهنامه آهن و فولاد
سال هشتم، شماره سی و هشتم
بهار ۱۳۹۶

صاحب امتیاز: شرکت فولاد مبارکه اصفهان
مدیر مسئول: محمدناظمی هرندی
سر دبیر: مسعود هراتیان
مدیر اجرایی: رسول مهماندوست

هیات تحریریه:
شهرام عباسی
محمدناظمی هرندی
طهمورث جوانبخت
غلامرضا طاهری
مسعود هراتیان
علی مالکی
ابوذر طاهری زاده

نشانی:

اصفهان، شرکت فولاد مبارکه اصفهان
تلفن: ۰۳۱-۵۲۷۳۳۳۶۰
دورنگار: ۰۳۱-۵۲۷۳۳۷۸۰
آدرس اینترنتی:

<http://ironandsteel.msc.ir>

نشریه در حکم و اصلاح مطالب ارسالی آزاد است.
مقالات ارسالی برگشت داده نخواهد شد.
مسئولیت مطالب به عهده نویسنده آن است.
اصل تصاویر و عکسها با کیفیت مطلوب ارسال گردد.
نقل مطالب با ذکر مأخذ بلامانع است.

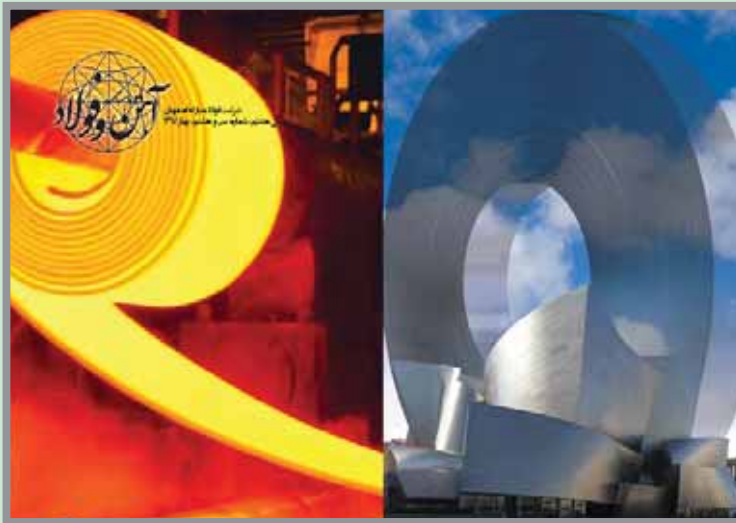
شمارگان: ۳۰۰۰ جلد

قیمت: ۳۰۰۰ تومان

طرح جلد و صفحه آرایی: گرافیک نقطه

۰۹۱۳۳۰۰۸۱۹۳

چاپ: آنیل رسانه برتر



شهرت

فولادهای سبک وزن آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن:
مروری بر ریزساختار و خواص مکانیکی

گروه پژوهشی فرایند، پژوهشکده فولاد دانشگاه صنعتی اصفهان ۲



مروری بر تکنولوژی تاندیش برای ریخته‌گری فولادهای تمیز

گروه پژوهشی فرایند، پژوهشکده فولاد، دانشگاه صنعتی اصفهان ۲۰



روش‌شناسختی توسعه مدل آنیل تک‌بار محصولات فولادی طراحی فرایند
آنیل محصولات تخت فولادی جدید در شرکت فولاد مبارکه

تحقیق و توسعه شرکت فولاد مبارکه ۴۲



معرفی مدل ارزیابی کیفی فولادها
(IRC-Marking)

محمدکاظم تدین
رئیس واحد پشتیبانی فنی مشتریان شرکت فولاد مبارکه ۵۰



اقتصاد مقاومتی در فولاد مبارکه تجلی یافت:
رشد ۱۵۵ درصدی سود خالص شرکت فولاد مبارکه

۶۰



مدیرعامل فولاد مبارکه:

۶۲

بدون توجه به حفظ محیط زیست توسعه پایدار غیرممکن است



۶۴

راهنمای تهیه و تدوین مقالات فصلنامه آهن و فولاد





فولادهای سبک وزن آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن: مروری بر ریزساختار و خواص مکانیکی

گروه پژوهشی فرایند، پژوهشکده فولاد دانشگاه صنعتی اصفهان

چکیده

افزودن مقدار زیادی از عناصر سبک وزن نظیر آلومینیوم به فولادها، مفهوم جدیدی محسوب نمی‌گردد. در دهه‌ی ۱۹۵۰ میلادی، چندین آلیاژ آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن به عنوان جایگزینی برای فولادهای مقاوم در برابر خوردگی حاوی نیکل و کروم، ثبت گردید. این در حالی است که فولادهای سبک وزن یا فولادهای دارای چگالی کم، اخیراً مورد بازنگری قرار گرفته‌اند. این تقاضا از سوی صنعت، که در آن فولادها مواد سازه‌ای اصلی به شمار می‌روند، مطرح شده است. استحکام‌دهی بدون کاهش انعطاف پذیری، یکی از موفقیت‌های کسب شده توسط محققین در خصوص فولادها به شمار می‌رود. اما کاهش چگالی فولاد از طریق اختلاط آن با عناصر سبک وزن، جنبه‌ی دیگری است که می‌تواند در برابر ظهور مواد جایگزین مانند آلیاژهای مینیزیم، رقابت نماید. در این مقاله، به مرور مطالعات اخیر روی فولادهای سبک وزن، با تاکید بر ریزساختار و خواص مکانیکی آن‌ها، پرداخته می‌شود. به ویژه، تاثیر عناصر آلیاژی بر ترکیب فازها، خواص مکانیکی و تغییر چگالی، بررسی شده و همچنین، مکانیزم‌های تغییر شکل فولادهای سبک وزن مختلف مورد بحث قرار گرفته است.

واژگان کلیدی: فولادهای سبک وزن، کاپا (K) کاربید^۱، منظم شدن^۲، لغزش صفحه‌ای^۳، فولاد TRIP، فولاد TWIP.

۱- مقدمه

توسعه‌ی فولادهای پیشرفته با استحکام بالا، انعطاف‌پذیری و چقرمگی^۴ مطلوب برای مدت‌های طولانی دنبال شده است. نمونه‌هایی از این فولادها به صورت فولادهای پر استحکام پیشرفته شامل فولادهای دو فازی^۵، فولاد با پلاستیسیته‌ی حاصل از استحاله^۶ و فولادهای آستنیتی پرمنگنز^۷ برای کاربردهای خودروسازی، طبقه‌بندی شده‌اند. در سال‌های اخیر، جنبه‌ی دیگری از فولادهای پیشرفته توجه زیادی را به خود جلب نموده است که ناشی از ضرورت کاهش هر چه بیشتر وزن وسیله‌ی نقلیه می‌باشد. به طور معمول، تلاش شده تا استحکام ویژه بالا در فولادهای پیشرفته عمدتاً از طریق افزایش استحکام فولاد، تامین گردد [۴-۱]. یک راه جایگزین برای افزایش استحکام ویژه، ساخت فولاد با چگالی کم‌تر، از طریق آلیاژسازی آن توسط عناصر سبک مانند آلومینیوم (و/یا سیلیسیم) با سیستم آلیاژی پایه آهن-منگنز-کربن می‌باشد.

1. K-carbide
2. Ordering
3. Planar glide
4. Toughness
5. Dual-phase steels
6. Transformation-induced plasticity (TRIP) steels
7. High-manganese austenitic steels

سه فاز اصلی می‌باشد. این فولاد متشکل از یک فاز زمینه‌ی آستنیتی است که ۱۵-۵ درصد حجمی فریت و کم‌تر از ۱۰ درصد حجمی کاپا (K) کاربرد با ابعاد نانومتری، درون آستنیت توزیع شده‌اند. محدوده‌ی ترکیب شیمیایی این فولادها به صورت آهن-منگنز (۲۸-۱۸) درصد وزنی-آلومینیوم (۱۲-۹) درصد وزنی-کربن (۱/۲-۰/۷) درصد وزنی، می‌باشد. فورمیر و بروکس [۱۶] آلومینیوم را تا ۱۲٪ (از این پس کلیه‌ی مقادیر به صورت درصد وزنی هستند مگر آن که خلاف آن بیان شود) اضافه نمودند و یک رابطه‌ی خطی گزارش نمودند به گونه‌ای که به ازاء اضافه شدن ۱ درصد عنصر آلومینیوم، چگالی سیستم ۱/۵ درصد کاهش نشان داد. به طور خاص، آلیاژ آهن-۲۸منگنز-۱۲آلومینیوم-۱کربن که توسط این گروه طراحی شد و تحت آزمون کشش تک‌محوره در دمای اتاق با نرخ کرنش 10^{-4} بر ثانیه قرار گرفت، استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و درصد ازدیاد طول کلی به ترتیب ۷۳۰ مگاپاسکال، ۱۰۰۰ مگاپاسکال و ۵۵ درصد، نشان داد. اخیراً سوتو و همکارانش^۴ [۱۷] گزارش کردند که کارپذیری سرد^۵ آلیاژهای آهن-۲۰منگنز-۱کربن-آلومینیوم، به شدت در اثر افزودن بیش از ۱۱ درصد عنصر آلومینیوم، کم می‌شود. این محققین نشان دادند که افزودن کروم حتی در حضور مقادیر بالاتر کربن و آلومینیوم، به شکل چشمگیری سبب افزایش کارپذیری سرد خواهد شد. آن‌ها توانستند با استفاده از کروم، آلیاژ آهن-۲۰منگنز-۱۳آلومینیوم-

آلیاژهای سیستم آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن به دلایل مختلفی مورد مطالعه قرار گرفته‌اند نظیر:

- ۱- کاربرد برودتی^۱
- ۲- کاربرد مقاومت در برابر اکسیداسیون در دمای بالا
- ۳- کاربرد مقاومت در برابر خوردگی. این سیستم می‌تواند به عنوان یک جایگزین بالقوه برای فولادهای زنگ‌نزن پایه آهن-کروم-نیکل که گران‌تر هستند، محسوب گردد [۵-۱۱].

به طور خاص، مطالعه‌ی سیستم آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن جهت جایگزینی فولادهای زنگ‌نزن آهن-کروم-نیکل-کربن [۱۲]، تا دهه‌ی ۱۹۸۰ میلادی فعال بود؛ در جایی که، جایگزینی کروم و نیکل با عناصر ارزان‌تر مانند آلومینیوم و منگنز در نظر گرفته شده بود [۱۳-۱۵]. در طول دو دهه‌ی اخیر، تلاش‌های زیادی به سوی توسعه‌ی فولادهای سبک وزن انعطاف‌پذیر، با استحکام بالا و چگالی کم، برای کاربردهای سازه‌ای سوق یافته است. از اوایل دهه‌ی ۲۰۰۰، مطالعه بر روی سیستم آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن برای کاربرد در صنعت خودروسازی در اروپا و ژاپن شروع شده است.

در دهه‌ی ۲۰۰۰ میلادی، فورمیر و بروکس^۲ [۱۶] آلیاژهای سبک وزن آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن با استحکام بالا و انعطاف‌پذیری عالی را گزارش نموده و آن‌ها را فولادهای تریپلکس^۳ نامیدند. فولاد تریپلکس گونه‌ای از فولادهای چندفازی است که دارای



1. Cryogenic application
2. Frommeyer and Brux
3. TRIPLEX steels
4. Sutou et al.
5. Cold workability



فازها توسط کریونگو و همکاران^۴ [۲۰]، ایشیدا و همکاران^۵ [۲۱] و اکسلراد و همکاران^۶ [۲۲]، ادامه یافت. بسته به ترکیب شیمیایی و دما، حداقل پنج فاز تعادلی در سیستم آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن گزارش شده است: آستنیت گاما^۷، فریت آلفا^۸، کاپا کاربید، کاربید $(\theta)M_3C$ و منگنز بتا. کاپا کاربید از نوع $(Fe, Mn)_3AlC$ می باشد [۱۲]. اخیراً، چین و همکاران^۹ [۲۳] و لی و همکاران^{۱۰} [۲۴]، یک توصیف ترمودینامیکی نوع CALPHAD^{۱۱} برای سیستم چهارتایی آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن ایجاد کرده اند. آنها این کار را با ترکیب یک توصیف سه تایی جدید منگنز-آلومینیوم-کربن و سیستم اصلاح شده آهن-آلومینیوم-کربن با اطلاعات ترمودینامیکی موجود، انجام دادند.

فاز زمینه‌ی فولادهای کم چگالی پایه‌ی آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن بسته به مقدار عناصر پایدارکننده‌ی آستنیت نظیر کربن و منگنز، می تواند فریت، آستنیت و یا تلفیقی از آستنیت و فریت باشد. نمودار فازی برای آهن-۵ منگنز-۹ (۰-۹) آلومینیوم که بر پایه‌ی روش CALPHAD [۲۳] محاسبه و به عنوان تابعی از کربن در محدوده دمایی از ۵۰۰ تا ۱۲۰۰ درجه‌ی سانتیگراد باز تولید شده، در شکل ۱ نشان داده شده است. همانگونه که در شکل ۱-الف دیده می شود، در شرایط عدم وجود آلومینیوم (۰٪)، آستنیت دارای یک محدوده‌ی تک فاز وسیع در مقدار کربن از صفر تا ۱/۹ درصد در دماهای بالا می باشد. این در حالی است که در دماهای کم تر، آستنیت در کنار فریت (α) و یا سمنتیت (θ) وجود خواهد داشت. واکنش یوتکتوئید شامل تجزیه‌ی آستنیت به ریزساختار لایه‌ای فریت و سمنتیت در مقدار کربن حدود ۰/۶ درصد، رخ می دهد. نمودار فازی مربوط به کاربرد ۳ درصد از عنصر آلومینیوم در شکل ۱-ب گواه کاهش ناحیه‌ی تک فاز مربوط به آستنیت است. افزایش مقدار آلومینیوم

۱/۳ کربن-۵ کروم را تولید کنند به گونه‌ای که این آلیاژ دارای چگالی ۶/۴۳ گرم بر سانتیمتر مکعب (۱۸/۳ درصد کاهش چگالی)، استحکام تسلیم ۹۱۵ مگاپاسکال، استحکام کششی نهایی ۱۱۴۰ مگاپاسکال و درصد ازدیاد طول کلی ۲۲ درصد، در شرایط آزمون کشش تک محوره در دمای اتاق و نرخ کرنش $3/3 \times 10^{-4}$ بر ثانیه، می باشد.

مفهوم فولاد سبک وزن، کاملاً ساده به نظر می رسد اما مباحث متالورژیکی دخیل در آن، پیچیده هستند. دلیل این مطلب آن است که فولاد سبک وزن می تواند دارای ساختار فریتی، آستنیتی و یا حتی چندفازی باشد. این امر وابسته به مقدار عناصر آلیاژی اولیه نظیر کربن، منگنز یا آلومینیوم است. به این ترتیب، مکانیزم تغییر شکل این گونه فولادها نیز پدیده‌ای پیچیده خواهد بود. مطالعات در زمینه‌ی فولادهای سبک وزن به صورت پراکنده انجام شده است؛ اگر چه بهبود قابل توجه کارایی مکانیکی به همراه کاهش چشمگیر چگالی، در بسیاری از موارد گزارش شده است. ضروری است تا با توجه به اثر عناصر آلیاژی روی ترکیب فازها و رفتار مکانیکی، ارزیابی به موقعی از این فولادهای نوظهور صورت گیرد تا به این ترتیب درک بهتر و دید وسیع تری از توسعه‌ی آنها، حاصل گردد.

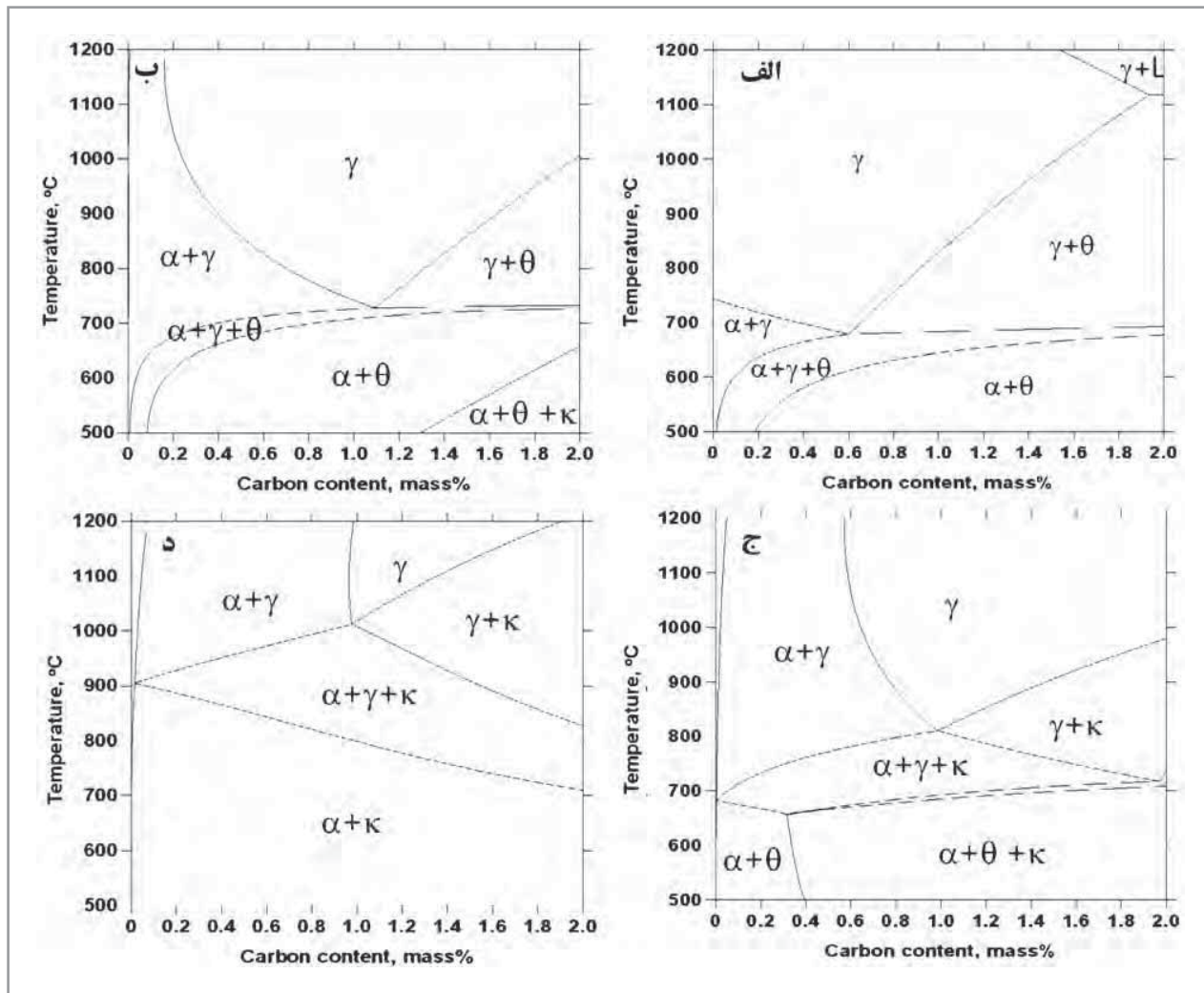
۲- ترکیب فازی

فازشناسی در سیستم آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن، به پژوهش اولیه‌ی کوستر و تون^۱ روی تعادل فازی در سیستم آهن-آلومینیوم-منگنز که در سال ۱۹۹۳ انجام گرفت، باز می گردد [۱۸]. پس از کشف اسکماتز^۲ در سال ۱۹۵۹ مبنی بر تشکیل منگنز بتا^۳ در آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن غنی از منگنز [۱۹]، مطالعه‌ی تعادل

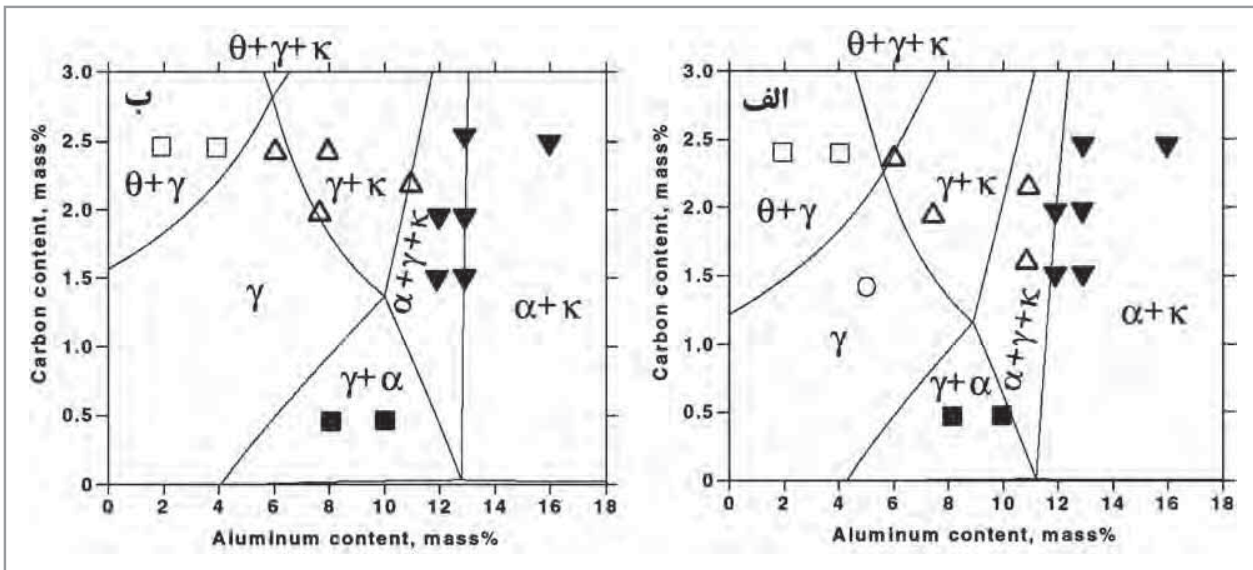
1. Koster and Tonn
2. Schmatz
3. β -manganese
4. Krivonogov et al.
5. Ishida et al
6. Acselrad et al.
7. γ -austenite
8. α -ferrite
9. Chin et al.
10. Lee et al.
11. CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry

در کل محدوده‌ی کربن در دماهای پایین خواهد شد. ایشیدا و همکارانش [۲۱]، آلیاژ آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن حاوی ۲۰ درصد منگنز که طی یک عملیات همدمای ۹۰۰-۱۲۰۰ درجه‌ی سانتیگراد به مدت ۲۱۰ ساعت به شرایط تعادلی رسیده بود را مورد بررسی قرار دادند. شکل ۲، روابط فازی همدمای آلیاژهای آهن-۲۰منگنز-آلومینیوم-کربن در دو دمای ۹۰۰ و ۱۲۰۰ درجه‌ی سانتیگراد که به روش CALPHAD [۲۳] محاسبه شده و با نتایج آزمایشگاهی مقایسه شده‌اند [۲۱]، را نشان می‌دهد. اگر چه انطباق نتایج کامل و بدون نقص نیست، اثر مقدار کربن و آلومینیوم بر روی ترکیب فازی به ویژه پایداری کربید K، نسبتاً خوب بازتولید شده است. در دمای ۹۰۰ درجه‌ی سانتیگراد، مقدار کربن در محدوده‌ی ۲/۳-۰ درصد و آلومینیوم در محدوده‌ی ۹-۰ درصد موجب تشکیل یک ریزساختار کاملاً آستنیتی می‌گردند. مشاهده گردید که سمنتیت در غلظت آلومینیوم کم‌تر از ۵/۶ درصد، پایدار است. به طور کلی، با توجه به شکل ۲ مشخص است که آستنیت در غلظت‌های کم

منجر به پایداری فریت و توقف تشکیل ناحیه‌ی تک‌فاز آستنیت در مقدار کربن کم‌تر از ۰/۱۶ درصد می‌شود. این در حالی است که در شرایط استفاده از ۳ درصد آلومینیوم، کربید K در دماهای پایین و در بخش پرکربن، مشاهده می‌گردد. این نوع کربید تا دمای ۶۵۰ درجه‌ی سانتیگراد در مقدار ۲ درصد کربن، دیده می‌شود. افزایش مقدار آلومینیوم تا ۶ درصد، منجر به کاهش بیشتر پایداری آستنیت شده و محدوده پایداری آن را به دماهای بالاتر و مقدار کربن بیشتر می‌برد (شکل ۱-ج). همچنین، مقدار بیشتر آلومینیوم سبب افزایش پایداری کربید K در دماهای بالاتر و مقدار کربن کم‌تر شده و در مقابل، پایداری سمنتیت کاهش می‌یابد. یک واکنش یوتکتوئید برای تجزیه‌ی آستنیت به ریزساختار لایه‌ای فریت و کربید K، در مقدار تقریبی ۱ درصد کربن رخ می‌دهد. مطابق با شکل ۱-د دیده می‌شود که افزایش مقدار آلومینیوم تا ۹ درصد سبب محدود شدن ناحیه‌ی آستنیت به غلظت‌های بالاتر کربن و دماهای بالا می‌گردد در حالی که، پایداری کربید K افزایش می‌یابد و جایگزین سمنتیت



شکل ۱- نمودارهای فازی آلیاژهای آهن-۵ منگنز-۹-۰ آلومینیوم-کربن محاسبه شده بر مبنای روش CALPHAD (با استفاده از داده‌های مرجع [۲۳]). مرزهای فازی نشان‌دهنده‌ی فازهای آستنیت γ ، فریت α ، سمنتیت θ و کربید K (در غلظت منگنز ثابت ۵ درصد) به عنوان تابعی از مقدار کربن در غلظت‌های آلومینیوم (الف) ۰ درصد، (ب) ۳ درصد، (ج) ۶ درصد و (د) ۹ درصد، می‌باشند.



شکل ۲- روابط فازی در آلیاژهای آهن-۲۰ منگنز-آلومینیوم-کربن (الف) در دمای ۹۰۰ درجه سانتیگراد و (ب) در دمای ۱۲۰۰ درجه سانتیگراد، محاسبه شده بر مبنای روش CALPHAD (با استفاده از داده‌های مرجع [۲۳]) و در مقایسه با اطلاعات آزمایشگاهی [۲۱].

بیشتر از ۸-۶ درصد، کاربرد آن‌ها را به دلیل ایجاد نظم پودمانه^۴ میان آهن و آلومینیوم، محدود می‌نماید. افزایش بیشتر مقدار آلومینیوم منجر به تشکیل ترکیبات بین فلزی پایه آهن-آلومینیوم نظیر $B2-FeAl$ و $DO3-Fe_3Al$ می‌گردد [۳۶].

استحکام فولادهای دوپلکس و آستنیتی بر پایه‌ی سیستم آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن را می‌توان از طریق رسوب گذاری یکنواخت کاربرد K در حین پیرسازی^۵ در دماهای زیر ۶۵۰ درجه سانتیگراد، افزایش داد. عملیات انحلال، پیش از پیرسازی معمولاً در دماهای بالاتر از ۱۰۰۰ درجه سانتیگراد، انجام می‌گیرد [۴۰-۱۲، ۱۶، ۲۰، ۲۱، ۳۷]. ریزساختار کوئنچ شده آستنیتی یا ریزساختار دوپلکس فریتی و آستنیتی است. در آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن کار شده، ساختار آستنیت به صورت دانه‌های هم‌محور^۶ در بردارنده‌ی دوقلوبی‌های آنیل^۷ است [۱۶]. در آلیاژهای دوپلکس کار شده، باندهای رگه‌ی فریت به موازات جهت نورد ظاهر می‌شوند [۲۸].

۲-۲- رسوب گذاری کاربرد^۸

عملیات مرسوم پیرسختی شامل نگهداری هم‌دما به مدت ۲۰-۱۰ ساعت در محدوده دمایی ۶۵۰-۵۰۰ درجه سانتیگراد می‌باشد [۴۱، ۳۷، ۱۶]. در دمای بهینه‌ی پیرسازی (۵۵۰ درجه سانتیگراد)، کاربردهای همبسته^۱ ریز توزیع شده، با قطر تقریبی ۱۰ نانومتر

آلومینیوم و بالای کربن، پایدار است. همچنین، کاربرد K در مقادیر بالای کربن و آلومینیوم حفظ خواهد شد. سمنتیت، به صورت یک فاز ترجیحی در سطوح بالای کربن و پایین آلومینیوم می‌باشد؛ این در حالی است که، فریت در ترکیب‌های حاوی مقادیر بالای آلومینیوم و کم کربن پایدار است.

۱-۲- طبقه‌بندی آلیاژهای سبک وزن آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن

بسته به فازهای موجود در زمینه، آلیاژهای سبک وزن آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن به سه گروه طبقه‌بندی می‌شوند:

الف) فولادهای فریتی^۱ [۲۷-۲۵]

ب) فولادهای دوپلکس^۲ [۳۱-۲۸]

ج) فولادهای پایه آستنیتی^۳ [۳۴-۱۶، ۱۷، ۳۲]

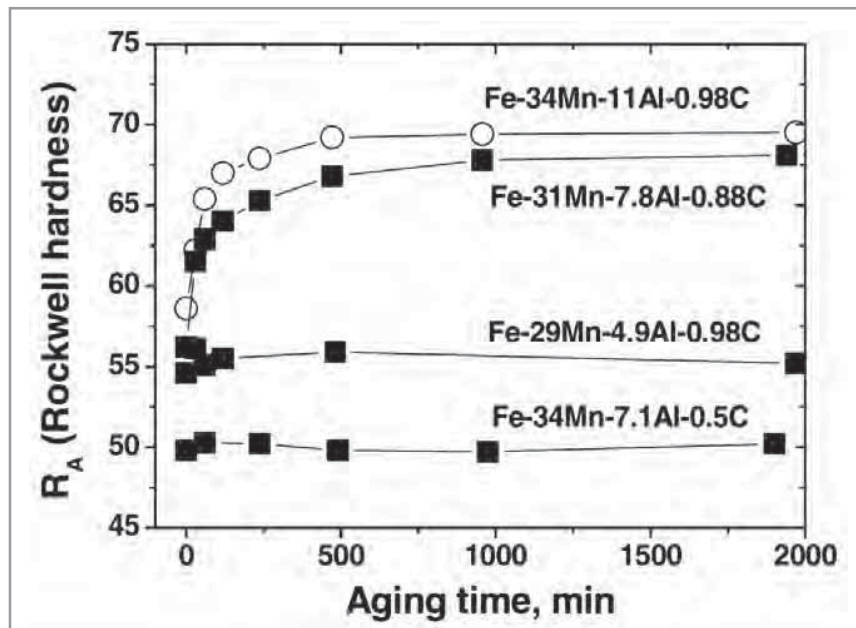
این سه گروه در جدول ۱ به طور خلاصه آورده شده‌اند.

آلیاژهای آهن-آلومینیوم-کربن با چگالی کم می‌توانند حاوی مقدار متوسط (۸-۶) درصد منگنز باشند [۳۵]. این نوع آلیاژها می‌توانند دارای فاز نامنظم $A2 \alpha-(Fe,Al)$ ، فاز منظم $B2 FeAl$ یا فاز منظم $DO3 Fe_3Al$ ، به عنوان فاز غالب باشند. این آلیاژها، مواد سازه‌ای مناسبی برای کاربردهای دمای بالا می‌باشند؛ اما کمبود انعطاف‌پذیری در دمای محیط با افزایش مقدار آلومینیوم

جدول ۱- ترکیبات ریزساختاری در آلیاژهای سبک وزن (درصد وزنی).

پایه فریتی	دوپلکس	پایه آستنیتی
(۵-۸) آلومینیوم، (۰-۰/۳) کربن، (۰-۸) منگنز	(۳-۱۰) آلومینیوم، (۰/۱-۰/۷) کربن، (۵-۳۰) منگنز	(۸-۱۲) آلومینیوم، (۰/۵-۱/۲) کربن، (۱۵-۳۰) منگنز
فریت + کاربرد K (کاربرد K هنگامی رسوب میکند که کربن و منگنز اضافه شوند)	آستنیت + فریت + کاربرد K	آستنیت + کاربرد K

1. Ferrite based
2. Duplex
3. Austenite based
4. Long-range ordering
5. Aging
6. Equiaxed grain
7. Annealing twins
8. Carbide precipitation



شکل ۳- تأثیر ترکیب شیمیایی روی منحنی‌های سختی به عنوان تابعی از زمان پیرسازی در دمای ۵۵۰ درجه‌ی سانتیگراد نشان داده شده است. آلیاژهای حاوی کم‌ترین مقدار آلومینیوم (آهن-۲۹ منگنز-۴/۹ آلومینیوم-۰/۹۸ کربن) و/یا کم‌ترین مقدار کربن (آهن-۳۴ منگنز-۷/۱ آلومینیوم-۰/۵ کربن) پیرسخت نشده‌اند [۴۰].

نماید. این ورق‌ها در دمای ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتیگراد عملیات حرارتی انحلالی^۱ و سپس به سرعت در نمک یا روغن سرد شدند. الگوی پراش مشابه کاربدهایی است که پس از پیرسازی به خوبی تشکیل شده‌اند.

این محقق پیشنهاد کرد که مرحله‌ی آغازین تجزیه‌ی آستنیت در آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز حاوی ۱-۰/۸ درصد کربن، در حین کوئنچ از دمای عملیات انحلال رخ می‌دهد. به این ترتیب، رسوب کردن کاربید نتیجه‌ی جوانه‌زنی و رشد در دمای پیرسازی نمی‌باشد. ایده‌ی رسوب کردن کاربید K در حین سرد شدن پس از عملیات انحلال، توسط لین و همکاران^۹ [۴۳] و سوتو و همکاران^{۱۰} [۱۷] مورد حمایت قرار گرفت. سوتو و همکارانش، کاربید K را درون آلیاژهای آهن-۲۰ منگنز-آلومینیوم-کربن که عملیات حرارتی انحلال بر روی آن صورت پذیرفته و مقدار کربن و آلومینیوم به ترتیب بیشتر از ۱/۸ درصد و ۱۱ درصد است، مشاهده نمودند.

می‌توان با اطمینان نتیجه گرفت که کاربید K می‌تواند حتی در حین سرمایش سریع از عملیات انحلال تشکیل گردد؛ مشروط به آن‌که نیرو محرکه برای رسوب‌گذاری کافی باشد. برخی محققین پیشنهاد کردند که [۴۴، ۳۹] یک واکنش اسپینودال^{۱۱} موجب تلفیق^{۱۲} آلومینیوم و کربن در آستنیت می‌شود. پتانسیل شیمیایی موضعی ناشی از تلفیق ممکن است تشکیل رسوب L12 را ترغیب نماید. این رسوب در ادامه به دلیل منظم شدن کربن، به کاربید K از نوع E21، تبدیل می‌گردد. اگرچه، شواهد مستقیم مبنی بر واکنش پیش‌ساز L12 در منابع گزارش نشده است.

رسوب کرده و در این دما، در برابر درشت‌شدن^۲ مقاوم هستند [۴۲، ۲۰]. ساتو و همکارانش^۳ [۴۰] نشان دادند که رسوب‌گذاری کاربید K، نیازمند نفوذ هر دو عنصر کربن و آلومینیوم در آستنیت است. شکل ۳ نشان دهنده‌ی اثر ترکیب شیمیایی روی رسوب‌گذاری کاربید K می‌باشد. دو آلیاژ آهن-۲۹ منگنز-۴/۹ آلومینیوم-۰/۹۸ کربن و آهن-۳۴ منگنز-۷/۱ آلومینیوم-۰/۵ کربن در فرایند پیرسازی به مدت ۲۰۰۰ دقیقه در ۵۵۰ درجه‌ی سانتیگراد، پیرسخت نشدند. اما آلیاژهای آهن-۳۴ منگنز-۱۱ آلومینیوم-۰/۹۸ کربن و آهن-۳۱ منگنز-۷/۱ آلومینیوم-۰/۸۸ کربن که دارای مقادیر بیشتر کربن و آلومینیوم هستند، پیرسختی قابل توجهی از خود نشان دادند. رسوب‌گذاری کاربید K در دو آلیاژ نخست صورت نگرفت. این امر دلالت بر آن دارد که به دلیل کمبود آلومینیوم و یا کربن، نیروی محرکه‌ی شیمیایی برای رسوب‌گذاری کافی نیست.

بر اساس یافته‌های ایشیدا و همکارانش [۲۱]، امکان دسترسی به یک ریزساختار کاملاً آستنیتی شبه پایدار^۴ برای آلیاژهای آهن- (۲۵-۳۰) منگنز-آلومینیوم-کربن، پس از عملیات انحلال در دمای بالاتر از ۹۰۰ درجه‌ی سانتیگراد همراه با کوئنچ تا دمای اتاق وجود دارد؛ مشروط به آن‌که مقدار کربن در محدوده‌ی ۱/۴-۰/۸ درصد و مقدار آلومینیوم کم‌تر از ۱۰ درصد باشند. این گروه تحقیقاتی، نتوانستند رسوبات کاربید K را درون ریزساختار آستنیتی شبه پایدار، از طریق میکروسکوپ نوری ردیابی نمایند.

این در حالی است که بنتلی^۵ [۴۲] توانست با استفاده از میکروسکوپ الکترونی عبوری^۶، تجزیه‌ی آستنیت که نشان‌دهنده‌ی الگوی پراش منظم شدن^۷ L12 است را در ورق‌های آهن-۳۲ منگنز-۱۱ آلومینیوم- (۱-۰/۸) کربن مشاهده

1. Coherent	7. L12 ordering diffraction pattern
2. Coarsening	8. Solution-treated
3. Sato et al.	9. Lin et al.
4. Metastable	10. Sutou et al.
5. Bentley	11. Spinodal reaction
6. TEM	12. Modulation

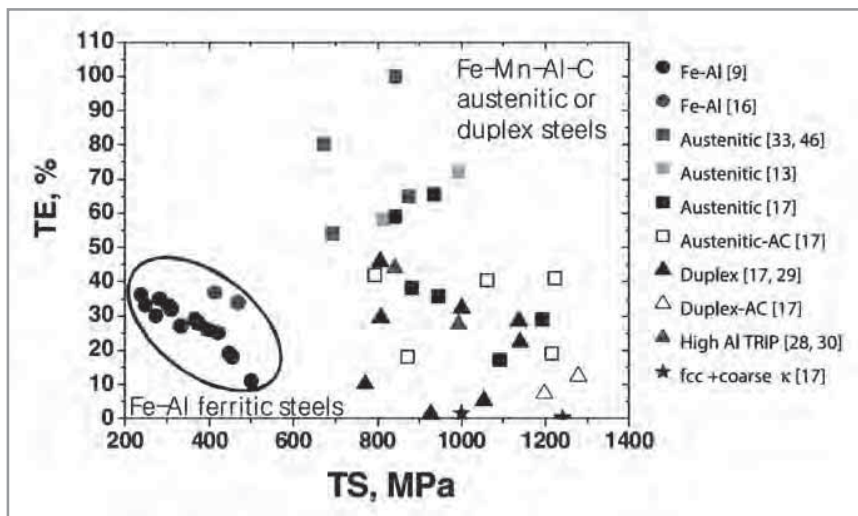


۳- اثر عناصر آلیاژی روی خواص مکانیکی

از آنجا که مطالعه‌ای مروری در خصوص خواص مکانیکی آلیاژهای پیرسخت شده‌ی آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن توسط هاول و همکارانش^۱ [۴۵] در دسترس است، هدف این مطالعه روی مباحث خواص مکانیکی ورق‌های ساخته شده در شرایط آنیل و یا عملیات انحلالی که قابل رقابت با شرایط ساخت فولادهای خودرو می‌باشند، متمرکز شده است. شکل ۴، خواص مکانیکی آلیاژهای سبک وزن پایه آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن را از نظر استحکام کششی و ازدیاد طول کلی، خلاصه کرده است. داده‌های مربوط به آلیاژهای فریتی آهن-آلومینیوم [۱۶،۹] با استفاده از آزمون‌های کشش که با نرخ‌های کرنش در محدوده‌ی 10^{-4} الی 10^{-2} بر ثانیه انجام گرفته، گزارش شده است. تمامی اطلاعات [۴۶،۳۳،۲۹،۱۷،۱۶،۱۳،۹] مربوط به نمونه‌هایی است که تحت عملیات انحلالی و کوئنچ در آب قرار گرفته‌اند؛ به استثناء فولادهای پرآلومینیوم TRIP که پس از نورد سرد، در 800°C درجه‌ی سانتیگراد آنیل شده‌اند. در فولادهای دوپلکس و آستنیتی، علامت‌های توخالی مربوط به سرمایش در هوا پس از عملیات انحلال در دمای 1100°C درجه‌ی سانتیگراد می‌باشند. عملیات

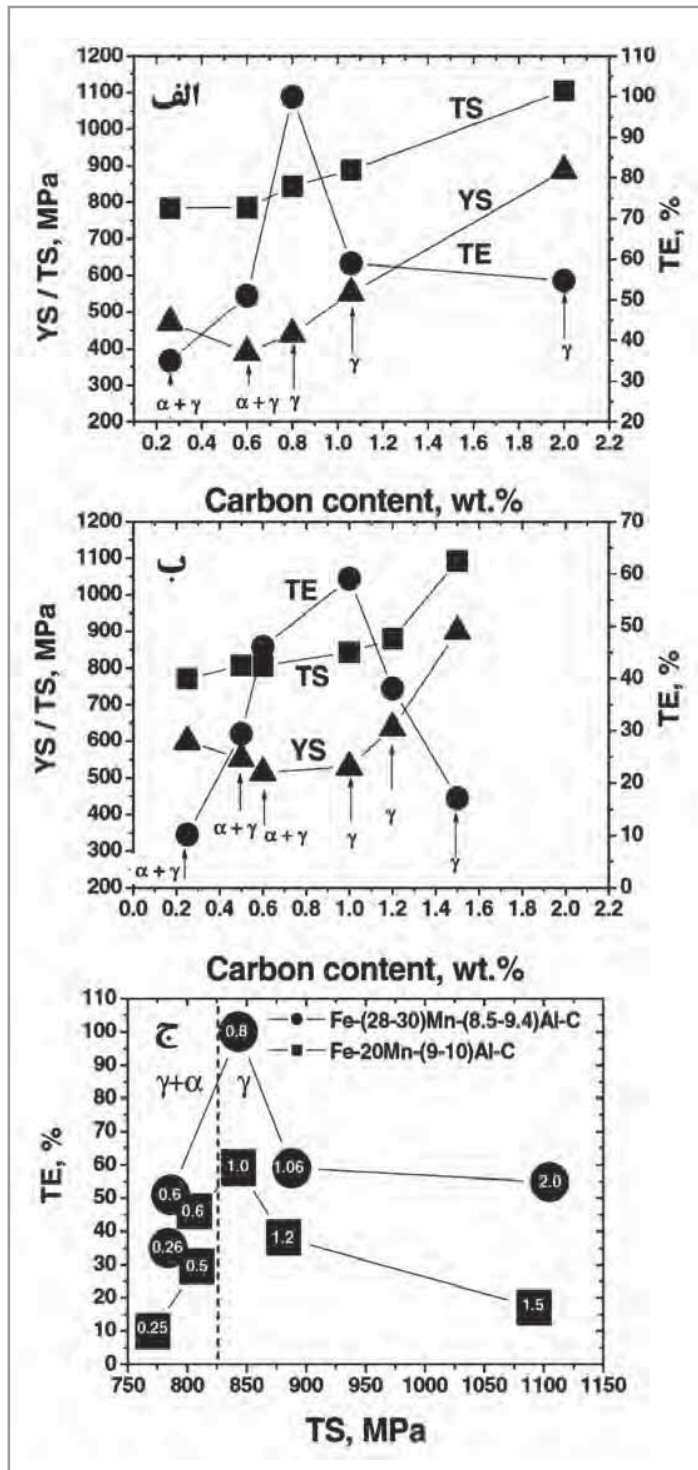
انحلال برای کلیه‌ی اطلاعات، در محدوده دمایی 1000°C تا 1100°C درجه‌ی سانتیگراد انجام گرفت. زمان نگهداری همدم در 1000°C و 1100°C درجه‌ی سانتیگراد به ترتیب، ۲-۱ ساعت و ۱۵-۱۰ دقیقه بوده است. آزمون کشش در نرخ‌های کرنش 10^{-4} الی 10^{-2} بر ثانیه در دمای محیط صورت پذیرفت.

آلیاژهای فریتی پایه آهن-آلومینیوم در مقایسه با فولادهای آستنیتی و دوپلکس از استحکام و ازدیاد طول کلی کم‌تری برخوردار هستند. در فولادهای آستنیتی و دوپلکس، فولادهای تک فاز آستنیتی، ازدیاد طول بیشتر در مقایسه با فولادهای دوپلکس ارائه می‌نمایند؛ این در حالی است که سطح استحکام این دو نوع فولاد تقریباً مشابه است. فولادهای تک فاز آستنیتی که پس از عملیات انحلال، در آب کوئنچ شده‌اند، از انعطاف پذیری کششی بالایی برخوردار می‌باشند. هنگامی که فولادهای آستنیتی و دوپلکس در هوا سرد شوند، استحکام افزایش و انعطاف پذیری کاهش می‌یابد. با تشکیل کاربیدهای κ درشت در زمینه‌ی آستنیتی، این آلیاژها صرف نظر از سطح استحکام، انعطاف پذیری کششی نشان نمی‌دهند.



شکل ۴- ازدیاد طول کلی در هنگام کشش به عنوان تابعی از استحکام کششی نهایی در آلیاژهای پایه آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن. کلیه‌ی داده‌ها مربوط به نمونه‌های عملیات انحلال و کوئنچ شده در آب می‌باشند؛ به جز فولادهای پرآلومینیوم TRIP، در میان فولادهای آستنیتی و دوپلکس، که پس از نورد سرد، در دمای 800°C درجه‌ی سانتیگراد آنیل شده‌اند. علامت‌های توخالی مربوط به سرمایش در هوا پس از عملیات انحلال در دمای 1100°C درجه‌ی سانتیگراد هستند (TS و TE به ترتیب مربوط به استحکام کششی نهایی و ازدیاد طول کلی می‌باشند).





شکل ۵- اثر مقدار کربن روی خواص مکانیکی آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن. این آلیاژها تحت عملیات انحلال و سرمایش سریع توسط کوئنچ در آب یا روغن قرار گرفتند. (الف) آلیاژهای آهن-(۲۸-۳۰)منگنز-(۸/۵-۹/۴) آلومینیوم-کربن [۴۸،۴۶،۴۳]، (ب) آلیاژهای آهن-۲۰منگنز-(۹-۱۰) آلومینیوم-کربن [۲۹،۱۷] و (ج) آلیاژهای موجود در مورد (الف) و (ب). اعداد موجود در علامت‌ها مربوط به مقدار کربن به درصد وزنی می‌باشند (YS، TS) و TE به ترتیب استحکام تسلیم، استحکام کششی نهایی و ازدیاد طول کلی هستند.

۳-۱- اثر مقدار کربن

اثر مقدار کربن روی خواص مکانیکی آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن در شکل ۵ آورده شده است. نمونه‌ها پیش از کوئنچ شدن در روغن یا آب، تحت عملیات انحلال قرار گرفتند. شکل ۵- (الف)، تغییرات خواص مکانیکی در آلیاژهای آهن-(۲۸-۳۰) منگنز-(۸/۵-۹/۴) آلومینیوم-کربن را نشان می‌دهد [۴۸،۴۶،۴۳]. استحکام آلیاژها با افزایش مقدار کربن، افزایش می‌یابد. جالب توجه است که این مسئله نسبت به تغییر فازهای تشکیل‌دهنده، غیرحساس است. استحکام تسلیم با نرخ‌ی بیشتر نسبت به استحکام کششی نهایی، افزایش می‌یابد. این امر بیانگر کاهش تدریجی پتانسیل کارسختی^۱ توأم با افزایش مقدار کربن است. انعطاف‌پذیری کلی تا زمانی که زمینه به صورت تک فاز آستنیتی شود، افزایش یافته و در ادامه پس از یک پیک بیشینه در مقدار ۰/۸ درصد کربن، به سرعت با افزایش مقدار کربن کاهش خواهد یافت. ناگهانی انعطاف‌پذیری ممکن است مربوط به رسوب کردن کاربید K (یا منظم شدن) در حین سرمایش پس از عملیات انحلال باشد. به محض آن‌که فاز آستنیت به دست آید، کربن اضافی با افزایش نیروی محرکه، شرایط رسوب‌گذاری کاربید K در حین سرمایش را فراهم می‌آورد. شکل ۵- (ب)، خواص مکانیکی آلیاژهای آهن-۲۰منگنز-(۹-۱۰) آلومینیوم-کربن را به عنوان تابعی از مقدار کربن نشان می‌دهد [۲۹،۱۷]. اگرچه مقدار منگنز به شکل چشمگیری تا ۲۰ درصد کاهش یافته است، روند کلی خواص مکانیکی قابل مقایسه با آلیاژهای آهن-(۲۸-۳۰) منگنز-(۸/۵-۹/۴) آلومینیوم-کربن می‌باشد؛ به جز آن‌که یک زمینه‌ی آستنیتی در مقدار کربن ۱ درصد، جایی که بیشینه‌ی ازدیاد طول کلی بروز می‌نماید، ظاهر می‌گردد. انتقال موقعیت پیک از ۰/۸ درصد به ۱ درصد در شکل‌های ۵- (الف) و ۵- (ب) می‌تواند مربوط به اختلاف در پایداری آستنیت ناشی از مقدار متفاوت منگنز، باشد.

در شکل ۵- (ج)، خواص مکانیکی در شکل‌های ۵- (الف) و ۵- (ب) مجدداً مرتب شده است. اعداد موجود در علامت‌ها مربوط به مقدار کربن (با درصد وزنی) می‌باشند. آلیاژهای آهن-(۲۸-۳۰) منگنز-(۸/۵-۹/۴) آلومینیوم-کربن در مقایسه با آلیاژهای آهن-۲۰منگنز-(۹-۱۰) آلومینیوم-کربن، در یک سطح مشابه از استحکام، ازدیاد طول کلی بهتری نشان می‌دهند؛ اگر چه لازم به ذکر است که انعطاف‌پذیری کلی گزارش شده به شدت به مقدار استحکام حساس است. به عنوان مثال، آلیاژ با مقدار بیشتری از منگنز، ۴۰ درصد بهبود در ازدیاد طول نسبت به آلیاژ با مقدار کم‌تر منگنز، در استحکام کششی تقریباً معادل با ۸۵۰



به تغییر در فازهای تشکیل دهنده حساس نمی‌باشد. افزودن آلومینیوم منجر به افزایش استحکام گردید؛ در حالی که افزایش آلومینیوم از ۳ درصد به ۱۳ درصد، موجب کاهش انعطاف پذیری فولادهای فریتی، آستنیتی و دوپلکس شد.

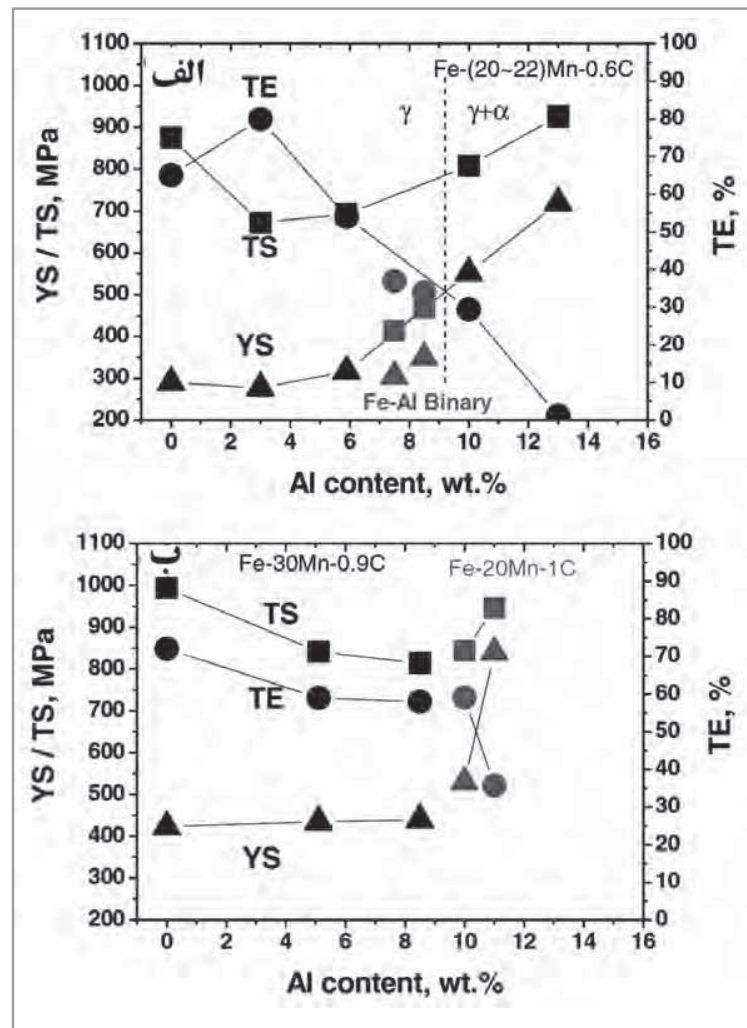
کاهش ناگهانی استحکام کششی نهایی با افزایش آلومینیوم در محدوده ۳-۰ درصد، به علت توقف دوقلوبی شدن مکانیکی^۱ ناشی از افزایش انرژی نقص در چیدمان^۲ است. استحکام کششی آلیاژهای آهن- (۲۲-۲۰) منگنز-۰/۶ کربن-آلومینیوم، با افزایش مقدار آلومینیوم به بالای ۳ درصد، افزایش خواهد یافت. این امر احتمالاً مربوط به این واقعیت است که مکانیزم تغییر شکل از دوقلوبی به لغزش صفحه‌های ناشی از برش ذرات منظم شده^۳، تغییر یافته است. این مطلب در بخش بعد بیشتر مورد بررسی قرار می‌گیرد. شکل ۶- (ب) تغییر خواص مکانیکی آلیاژهای تک فاز آستنیتی آهن-۳۰ منگنز-۰/۹ کربن-آلومینیوم و آهن-۲۰ منگنز-۱ کربن-آلومینیوم را به عنوان تابعی از مقدار آلومینیوم، نشان می‌دهد [۱۷، ۱۳]. در مقایسه با آلیاژهای آهن- (۲۲-۲۰) منگنز-۰/۶ کربن-آلومینیوم، هر دو آلیاژ ارائه شده در شکل ۶- (ب) به علت مقادیر بالاتر کربن و منگنز، در تمامی محدوده‌ی در نظر گرفته شده برای آلومینیوم دارای زمینه‌ی تک فاز آستنیتی می‌باشند. جالب است که با وجود اختلاف چشمگیر در مقدار منگنز دو آلیاژ آهن-۳۰ منگنز-۰/۹ کربن-آلومینیوم و آهن-۲۰ منگنز-۱ کربن-آلومینیوم، میان رفتار مکانیکی آن‌ها نسبت به مقدار آلومینیوم، پیوستگی دیده می‌شود. این مطلب در تناقض با شکل ۵- (ج) است و نشان

مگاپاسکال، نشان می‌دهد. اما با اندکی افزایش استحکام کششی در حدود ۵۰ مگاپاسکال، هر دو آلیاژ ازدیاد طول کلی تقریباً مشابهی برای مقادیر مختلف منگنز ارائه می‌دهند. در محدوده‌ی کربن در نظر گرفته شده، روند کلی گویای آن است که افزایش منگنز اثر سودمندی روی تعادل مکانیکی دارد؛ البته بررسی با جزئیات بیشتر، ضروری به نظر می‌رسد.

۳-۲- اثر مقدار آلومینیوم

اثر مقدار آلومینیوم روی خواص مکانیکی آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن در شکل ۶ نشان داده شده است [۳۳، ۲۵، ۱۷، ۱۳]. همه‌ی آلیاژها پیش از کوئنچ در آب، تحت عملیات انحلال در دماهای بالاتر از ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتیگراد قرار گرفتند. آزمون‌های کشش در دمای اتاق و نرخ کرنش $10^{-4} \times 3/3$ الی 1×10^{-3} بر ثانیه، انجام شدند. شکل ۶- (الف)، تغییر خواص مکانیکی آلیاژهای آهن- (۲۲-۲۰) منگنز-۰/۶ کربن-آلومینیوم [۳۳، ۱۷] و آلیاژهای فریتی آهن-آلومینیوم [۲۵] را به عنوان تابعی از مقدار آلومینیوم، نشان می‌دهد. در آلیاژهای دوتایی فریتی آهن-آلومینیوم، افزایش مقدار آلومینیوم موجب افزایش استحکام و در مقابل کاهش ازدیاد طول کلی، می‌گردد. در آلیاژهای آهن- (۲۲-۲۰) منگنز-۰/۶ کربن-آلومینیوم، با افزایش مقدار آلومینیوم به مقادیر بالاتر از ۱۰ درصد، ریزساختار از تک فاز آستنیتی به ریزساختار دوپلکس شامل فریت و آستنیت تغییر می‌نماید. این در حالی است که، روند تغییر خواص مکانیکی با مقدار آلومینیوم، نسبت

1. Mechanical twinning
2. Stacking fault energy
3. Shearing of ordered particles



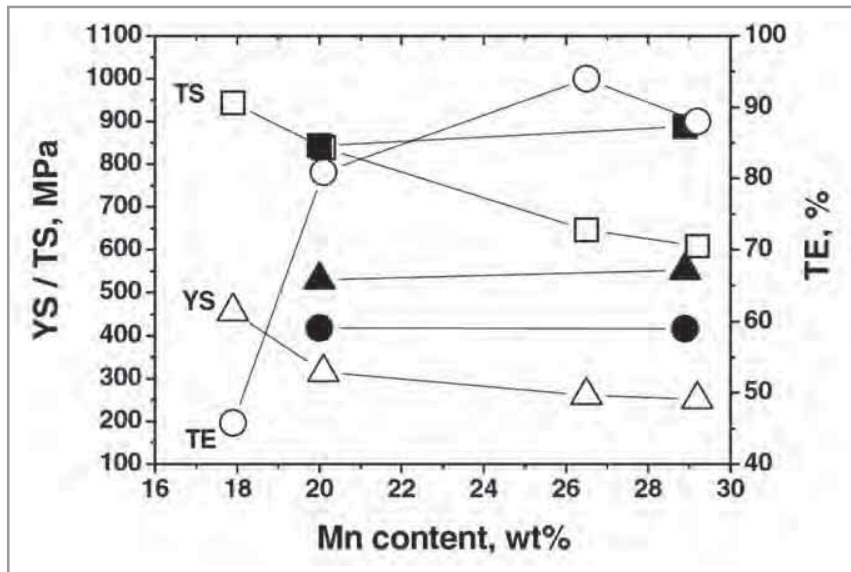
شکل ۶- اثر مقدار آلومینیوم روی خواص مکانیکی آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن. (الف) آلیاژهای آهن-(۲۲-۲۰) منگنز-۰/۶ کربن-آلومینیوم [۳۳، ۱۷] و آلیاژهای فریتی تک فاز آهن-آلومینیوم [۲۵]. (ب) آلیاژهای آستنیتی تک فاز آهن-(۳۰ و ۲۰) منگنز-(۱ و ۰/۹) کربن-آلومینیوم [۱۷، ۱۳]. آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن در دماهای بالاتر از ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتیگراد تحت عملیات انحلال و سپس کوئنچ در آب قرار گرفتند. آزمون‌های کشش در نرخ کرنش $۳/۳ \times 10^{-4}$ الی ۱×10^{-2} بر ثانیه در دمای اتاق، انجام شدند.

کاربید K (یا منظم شدن) به منظور طراحی ماده با خواص مکانیکی بهینه، دارد.

۳-۳- اثر مقدار منگنز

اثر مقدار منگنز بر روی خواص مکانیکی آلیاژهای آهن-۱۰ آلومینیوم-۱ کربن-منگنز (علامت‌های تو پر) [۴۸، ۱۷] و آهن-۳ سیلیسیم-۳ آلومینیوم-منگنز (علامت‌های تو خالی) [۴] در شکل ۷ نشان داده شده است. تمامی آلیاژها در دماهای بالاتر از ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتیگراد عملیات انحلالی شده و سپس در آب کوئنچ شدند. آزمون‌های کشش در دمای اتاق و در نرخ کرنش ۱×10^{-4} الی $۳/۳ \times 10^{-4}$ بر ثانیه، انجام گرفتند.

می‌دهد که اثر منگنز روی ازدیاد طول کلی، سودمند است. با این وجود، همانگونه که ذکر گردید، اثر منگنز به شدت به مقدار استحکام حساس و مقایسه‌ی مستقیم قدری مشکل است. خواص مکانیکی این آلیاژها قابل مقایسه با آلیاژهای آهن-(۲۲-۲۰) منگنز-۰/۶ کربن-آلومینیوم است. این امر نشان‌دهنده‌ی آن است که استحکام کششی نهایی به صورت تدریجی تا یک مقدار کمینه کاهش یافته و در ادامه با افزایش همراه است. اگرچه، در مقایسه با شکل ۶-الف)، مقدار آلومینیومی که کم‌ترین استحکام کششی را ایجاد می‌کند تغییر یافته است. در همین حال، شکل‌های ۵ و ۶ بیانگر افزایش استحکام و افت انعطاف‌پذیری در مقادیر بالاتر از سطوح مشخصی از کربن و آلومینیوم، می‌باشند. این امر دلالت بر اهمیت کنترل نیروی محرکه‌ی شیمیایی برای رسوب‌گذاری



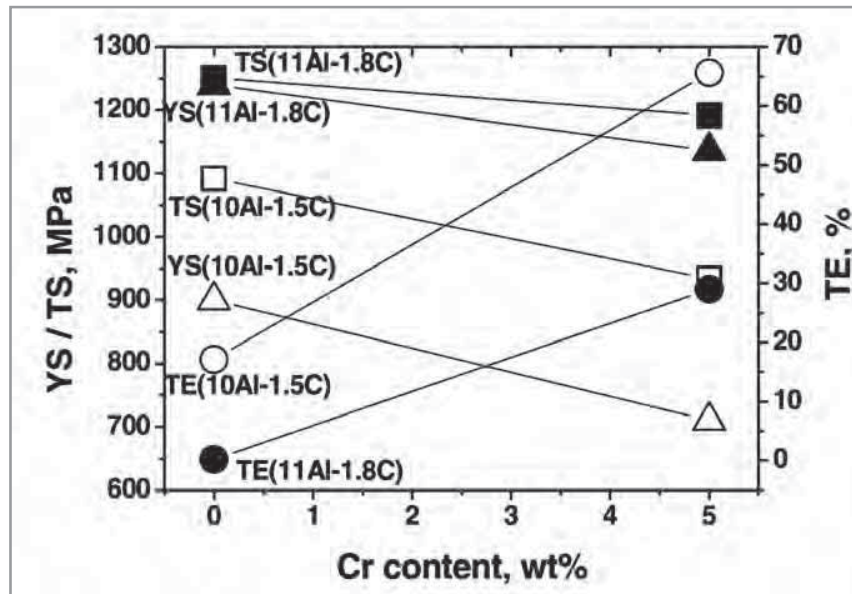
شکل ۷- اثر مقدار منگنز روی خواص مکانیکی آهن-۱۰ آلومینیوم-کربن-منگنز (علامت‌های تو پر) [۴۸، ۱۷] و آهن-۳ سیلیسیم-۳ آلومینیوم-منگنز (علامت‌های تو خالی) [۴]. تمامی آلیاژها در دماهای بالاتر از ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتیگراد عملیات انحلالی و سپس در آب کوئنچ شدند. آزمون‌های کشش در نرخ‌های کرنش 1×10^{-4} الی $3/3 \times 10^{-4}$ بر ثانیه در دمای اتاق انجام شدند.

۳-۴- اثر افزودن کروم

اثر افزودن کروم بر خواص مکانیکی آلیاژهای آهن-۲۰ منگنز-۱۱ آلومینیوم-۱/۸ کربن (علامت‌های تو پر) و آهن-۲۰ منگنز-۱۰ آلومینیوم-۱/۵ کربن (علامت‌های تو خالی) در شکل ۸ آورده شده است [۱۷]. تمامی آلیاژها پیش از آن که در آب کوئنچ شوند، به مدت ۱۵ دقیقه در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سانتیگراد تحت عملیات انحلال قرار گرفتند. فاز زمینه آستنیت بود. آزمون‌های کشش در نرخ کرنش $3/3 \times 10^{-4}$ بر ثانیه و در دمای اتاق انجام شدند. با توجه به شکل ۸ کاملاً واضح است که اضافه شدن کروم به آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن موجب افزایش انعطاف‌پذیری و کاهش استحکام در هر دو آلیاژ می‌گردد. این امر به علت توقف رسوب‌گذاری کاربید K در اثر افزودن کروم می‌باشد. این ایده به وسیله‌ی مشاهدات ریزساختاری توسط سوتو و همکارانش [۱۷] مورد تأیید قرار گرفت. این محققین نشان دادند که در نمودار فازی، مرز آستنیت/(آستنیت+کاربید K) در اثر افزودن کروم، به سمت کربن بیشتر انتقال می‌یابد.

آلیاژهای آهن-۳ سیلیسیم-۳ آلومینیوم-منگنز (علامت‌های تو خالی) و آهن-۱۰ آلومینیوم-کربن-منگنز (علامت‌های تو پر) با افزودن منگنز، رفتار غیرمشابهی نشان دادند. ب افزایش مقدار منگنز در آلیاژهای آهن-۳ سیلیسیم-۳ آلومینیوم-منگنز (علامت‌های تو خالی)، انعطاف‌پذیری افزایش و استحکام کاهش می‌یابد. این آلیاژهای آستنیتی با افزایش مقدار منگنز، به دلیل افزایش انرژی نقص در چیدمان، از حالت پلاستیسیته‌ی حاصل از استحاله (TRIP) به حالت پلاستیسیته‌ی حاصل از دوقلوبی (TWIP) انتقال می‌یابند. این امر موجب افزایش انعطاف‌پذیری و در مقابل کاهش استحکام تسلیم و نرخ کارسختی، می‌گردد. با افزایش مقدار منگنز از ۲۰ درصد به ۲۹ درصد، خواص مکانیکی آلیاژهای آستنیتی آهن-۱۰ آلومینیوم-کربن-منگنز (علامت‌های تو پر) تغییری نشان نداد. این مطلب بیانگر این واقعیت است که منگنز اثر کوچکی بر نیرو محرکه‌ی تشکیل کاربید K در آلیاژهای آستنیتی آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن خواهد داشت.





شکل ۸- اثر افزودن کروم روی خواص مکانیکی آلیاژهای آهن-۲۰ منگنز-۱۱ آلومینیوم-۱/۸ کربن (علامت‌های توپر) و آهن-۲۰ منگنز-۱۰ آلومینیوم-۱/۵ کربن (علامت‌های توخالی) [۱۷]. تمامی آلیاژها به مدت ۱۵ دقیقه در دمای ۱۱۰۰ درجه‌ی سانتیگراد عملیات انحلالی و سپس در آب کوئنچ شدند. آزمون‌های کشش در دمای اتاق و نرخ کرنش $3/3 \times 10^{-4}$ بر ثانیه انجام شدند.

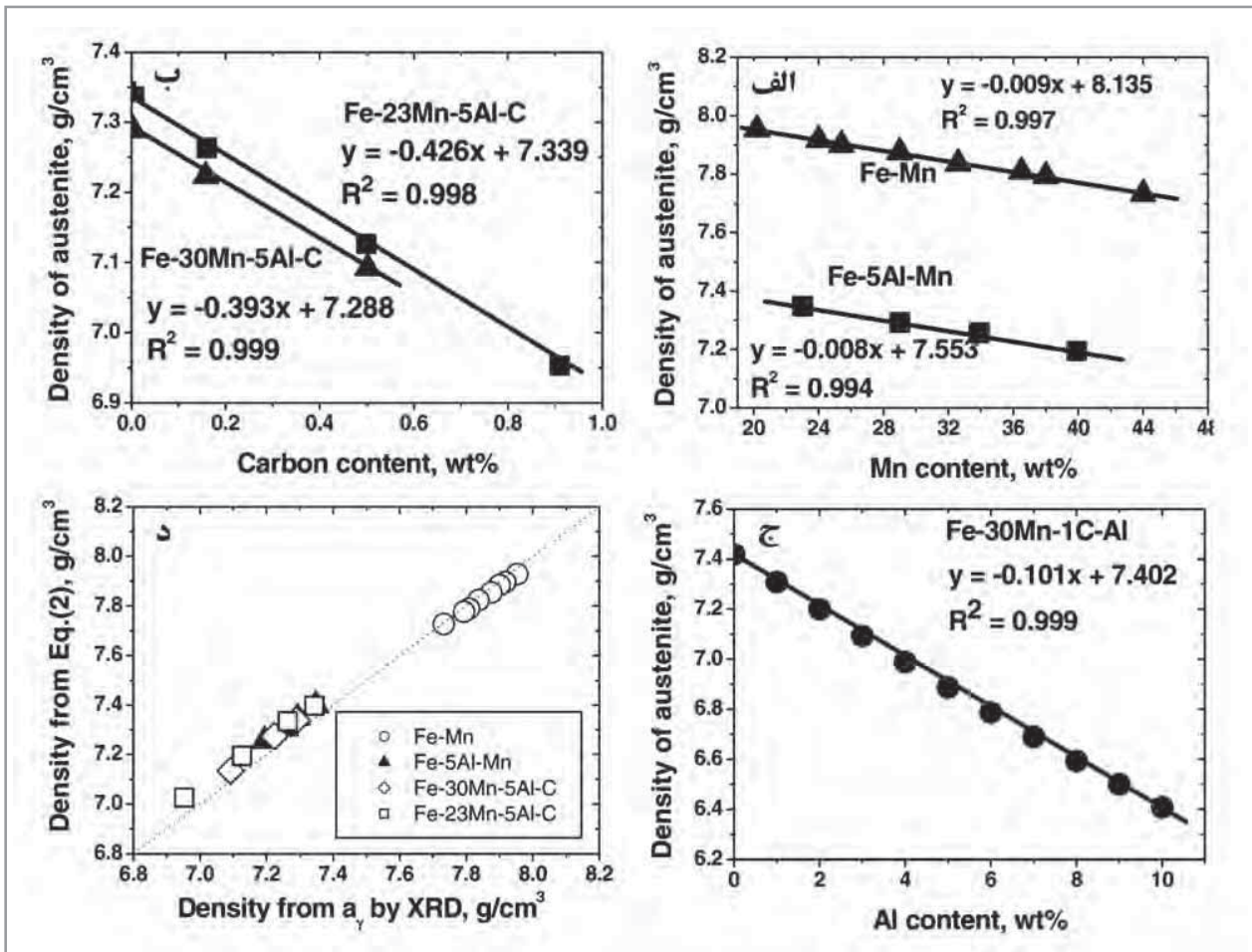
مقاله‌ی آنها سهم کربن ذکر نشده است. همچنین، کاهش چگالی در هر فاز فریتی یا آستنیتی، به صورت جداگانه آنالیز نشد. در سال ۱۹۸۴، چارلز و همکاران [۴۹] با استفاده از پراش پرتوی ایکس به عنوان تابعی از ترکیب شیمیایی، به تعیین پارامتر شبکه‌ی آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن پرداختند. برای آلیاژهای با ترکیب شیمیایی حاوی (۲۰-۴۰) درصد منگنز، (۵-۰) درصد آلومینیوم و (۱-۰) درصد کربن، پارامتر شبکه‌ی آستنیتی به صورت زیر است:

$$(1) a_p \text{ (nm)} = 0.35945 + 1.25 \times 10^{-4} (\% \text{Mn}-20) + 5.94 \times 10^{-4} (\% \text{Al}) + 2.72 \times 10^{-3} (\% \text{C})$$

۴- اثر عناصر آلیاژی روی چگالی فولادهای آستنیتی

فورمیر و بروکس [۱۶] کاهش چگالی به عنوان تابعی از منگنز و آلومینیوم را مورد بررسی قرار دادند. کاهش خطی چگالی به عنوان تابعی از غلظت آلومینیوم، در محدوده‌ی مقدار منگنز ۱۴ الی ۲۸ درصد، ترسیم شده است. کاهش چگالی کلی محلول‌های جامد آهن (منگنز، آلومینیوم)، از نوع فریتی و آستنیتی به صورت همزمان، بر مبنای اثر تلفیقی انبساط شبکه و جرم مولی میانگین آلیاژها، مورد آنالیز قرار گرفت. آن‌ها نشان دادند که افزودن منگنز در مقایسه با آلومینیوم، اثر اندکی بر چگالی خواهد داشت. در





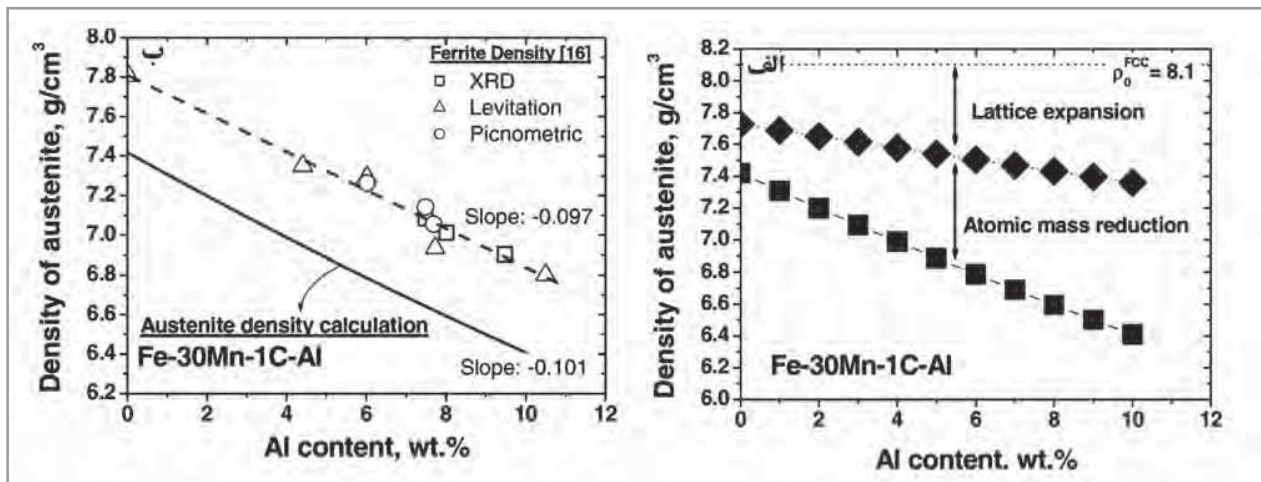
شکل ۹- بررسی چگالی آستنیت بر مبنای پارامتر شبکه توسط چارلز و همکاران [۴۹]. اثر هر عنصر آلیاژی در تصاویر (الف) تا (ج) نشان داده شده است: (الف) منگنز، (ب) کربن و (ج) آلومینیوم. چگالی‌های حاصل از معادله (۲) با مقادیر حاصل از پارامتر شبکه با استفاده از پراش پرتوی ایکس در بخش (د) مقایسه شده است.

(۸۵/۰۰۰) گرم بر سانتیمتر مکعب به ازاء ۱ درصد منگنز و ۰/۱۰۱- گرم بر سانتیمتر مکعب به ازاء ۱ درصد آلومینیوم). با این وجود، با توجه به شکل ۱۰- (ب) مشخص شد که کربن در کاهش چگالی، بسیار مؤثر است (۰/۴۱- گرم بر سانتیمتر مکعب به ازاء ۱ درصد کربن). چگالی آلیاژهای آستنیتی آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن، با استفاده از ترکیب خطی اثرات هر یک از عناصر، به صورت زیر فرموله می‌شود:

بر اساس نتایج آزمایشگاهی بالا، اثر هر یک از عناصر روی چگالی فولادهای آستنیتی ارزیابی گردید. نتایج این بررسی در شکل‌های ۹- (الف) تا (ج) نشان داده شده است. مشخص شد که مقادیر منگنز، کربن و آلومینیوم دارای ارتباط خطی با چگالی می‌باشند. با استفاده از شیب نمودار چگالی بر حسب مقدار عنصر آلیاژی، اثربخشی هر عنصر روی کاهش چگالی قابل تخمین است. همانگونه که فورمیر و بروکس [۱۶] گزارش کردند، افزودن منگنز، در مقایسه با آلومینیوم، اثر ناچیزی روی چگالی دارد

$$(2) \quad \rho_{\gamma} (\text{g cm}^{-3}) = 8.10 - 0.101(\%Al) - 0.41 (\%C) - 0.0085 (\%Mn)$$





شکل ۱۰- چگالی به عنوان تابعی از مقدار آلومینیوم. (الف) چگالی آلیاژهای آستنیتی آهن-۳۰ منگنز-۱ کربن-آلومینیوم برای مقادیر مختلف آلومینیوم (۱۰-۰) درصد، محاسبه شده از طریق معادله (۲). منحنی پایینی نمایانگر کاهش کلی چگالی است. منحنی بالایی، نشان‌دهنده کاهش چگالی به علت انبساط شبکه‌ای آستنیت است. (ب) چگالی محاسبه شده آلیاژهای آستنیتی آهن-۳۰ منگنز-۱ کربن-آلومینیوم با چگالی آلیاژهای فریتی آهن-آلومینیوم مقایسه شده است [۱۶].

۵- مکانیزم تغییر شکل

۵-۱- فولادهای آستنیتی

همانگونه که در جدول ۲ نشان داده شده است، رفتار تغییر شکل فولادهای آستنیتی به شدت وابسته به انرژی نقص در چیده شدن است. استحاله‌ی مارتنزیتی حاصل از کرنش^۱ و دوقلویی شدن مکانیکی^۲، مکانیزم‌های تغییر شکلی هستند که با لغزش ناب-جایی‌ها در حال رقابت می‌باشند. هنگامی که انرژی نقص در چیده شدن آستنیت کمتر از ۲۰ میلی ژول بر متر مربع باشد، استحاله‌ی مارتنزیتی حاصل از کرنش غالب خواهد بود [۵۱، ۵۰]. هنگامی که انرژی نقص در چیده شدن به مقادیر بالاتر از ۲۰ میلی ژول بر متر مربع افزایش یابد، احتمالاً دوقلویی شدن مکانیکی کنترل‌کننده تغییر شکل است.

فورمیر و همکاران^۳ [۲۵]، انتقال رفتار تغییر شکل از TRIP به TWIP در آلیاژهای آهن-۳ سیلیسیم-۳ آلومینیوم-منگنز، با افزایش مقدار منگنز از ۱۵ به ۲۵ درصد را گزارش نمودند. در غلظت‌های منگنز ۲۰-۱۵ درصد، سهم قابل توجهی ناشی از استحاله‌ی مارتنزیتی حاصل از کرنش ($\gamma_{fcc} \rightarrow \epsilon_{hcp} \rightarrow \alpha$) می‌باشد. با افزایش مقدار منگنز تا ۲۲ درصد، انرژی نقص در چیده شدن افزایش یافته

چگالی فولادهای آستنیتی با استفاده از معادله‌ی (۲) محاسبه و با نتایج آزمایشگاهی بر پایه‌ی پراش پرتوی ایکس در شکل ۹- (د) مقایسه شد. در محدوده‌ی وسیعی از مقادیر چگالی، هر دو مورد انطباق نسبتاً خوبی نشان داده و کاربرد معادله‌ی (۲) را معتبر می‌سازند.

چگالی آلیاژهای آستنیتی آهن-۳۰ منگنز-۱ کربن-آلومینیوم با استفاده از معادله‌ی (۲) محاسبه شد و به عنوان تابعی از مقدار آلومینیوم، در شکل ۱۰- (الف) رسم گردید. منحنی خطی پایینی، نمایانگر کاهش کلی چگالی است. منحنی بالایی، کاهش چگالی مربوط به انبساط شبکه‌ی آستنیت را نشان می‌دهد. شکل ۱۰- (ب) به مقایسه‌ی چگالی محاسبه شده‌ی آلیاژ آستنیتی آهن-۳۰ منگنز-۱ کربن-آلومینیوم و چگالی اندازه‌گیری شده‌ی آلیاژهای فریتی آهن-آلومینیوم، می‌پردازد [۱۶]. اگر چه، چگالی آلیاژهای آستنیتی آهن-۳۰ منگنز-۱ کربن-آلومینیوم به علت مقادیر بالای کربن و منگنز، بسیار کمتر از آلیاژهای فریتی آهن-آلومینیوم است؛ اما اثربخشی آلومینیوم در کاهش چگالی، تقریباً در هر دو آلیاژ فریتی و آستنیتی مشابه است. چون شیب هر دو منحنی برای آلیاژهای فریتی و آستنیتی تقریباً یکسان است.

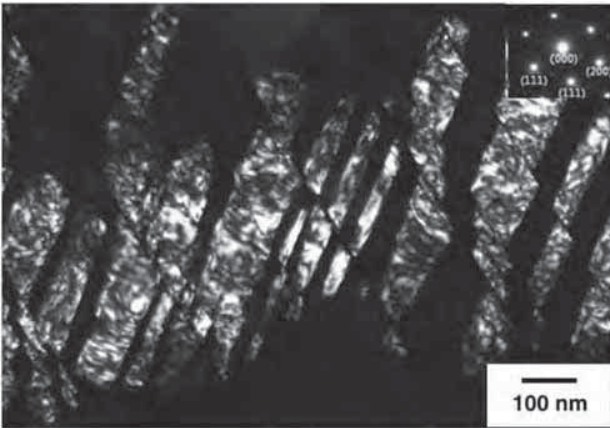
جدول ۲- رفتار تغییر شکل آلیاژهای آستنیتی.

بزرگتر از ۳۰	در حدود ۲۰-۴۰	کمتر از ۲۰	انرژی نقص در چیدمان (میلی ژول بر متر مربع)
لغزش نابجایی (لغزش صفحه‌ای در بسیاری از فولادهای پرآلومینیوم، مشاهده می‌شود).	دوقلویی شدن	تشکیل مارتنزیت	مکانیزم تغییر فرم اصلی

1. Strain-induced martensitic transformation
 2. Mechanical twinning
 3. Formmeyer et al.



و همکاران^۹ [۳۲] نشان دادند که لغزش صفحه‌ای مشاهده شده در آلیاژ آستنیتی آهن-۲۸ منگنز-۹ آلومینیوم-۰/۸ کربن که حاوی رسوبات کاربید K می‌باشد، عمدتاً مربوط به برش رسوبات کاربید K با استفاده از نابجایی است. شکل ۱۱ نشان می‌دهد که رسوبات کاربید K توسط باندهای لغزش، برش خورده‌اند.



شکل ۱۱- تصویر میدان تاریک^{۱۰} میکروسکوپ الکترونی عبوری نمایانگر برش ذرات کاربید K توسط باند لغزش [۳۲].

۵-۲- فولادهای دوپلکس (α+γ)

اخیراً هووانگ و همکاران^{۱۱} [۲۹] رفتار تغییر شکل آلیاژ آهن-۲۰ منگنز-۹ آلومینیوم-۰/۶ کربن با ریزساختار فریت و آستنیت را گزارش نمودند. آنها نشان دادند که لغزش صفحه‌ای، حتی با انرژی نقص در چیده شدن نسبتاً بالا در حدود ۷۰ میلی ژول بر متر مربع، به شکل غالب در آستنیت رخ می‌دهد. دوقلویی شدن مکانیکی و استحاله‌ی مارتنزیتی حاصل از کرنش، در حین تغییر شکل کششی در آستنیت رخ نمی‌دهند. ساختار سلولی نابجایی که به طور معمول از طریق لغزش نابجایی موجی^{۱۲} در مواد مشاهده می‌شود، در فریت نمایش داده شد.

و دوقلویی شدن مکانیکی، مکانیزم اصلی تغییر شکل خواهد بود. لای و ون^۱ [۵۲] شاهد کاهش دوقلویی شدن مکانیکی در اثر افزودن ۷ درصد آلومینیوم به آلیاژهای آهن- (۲۹/۲-۳۰/۱) منگنز- (۰/۸۱-۰/۹۵) کربن، که باعث افزایش انرژی نقص در چیده شدن شد.

هنگامی که انرژی نقص در چیده شدن بیشتر از ۴۰-۳۰ میلی ژول بر متر مربع باشد، سلول نابجایی^۲ در حین تغییر شکل آلیاژهای پرمنگنز تشکیل می‌گردد [۵۳]. سلول نابجایی عموماً در حین تغییر شکل مواد با شبکه‌ی مکعبی با وجوه مرکزدار^۳ که دارای انرژی نقص در چیده شدن بالا به علت لغزش متقاطع^۴ می‌باشند، دیده می‌شود. چنانچه، مواد با شبکه‌ی مکعبی با وجوه مرکزدار با انرژی نقص در چیده شدن کوچک تغییر شکل یابند، معمولاً توزیع یکنواختی از نابجایی‌ها از طریق لغزش صفحه‌ای نمایش داده می‌شود [۵۴]. با این وجود، بسیاری از آلیاژهای آستنیتی آهن- آلومینیوم-منگنز-کربن علی‌رغم انرژی نقص در چیده شدن بالا، با استفاده از لغزش نابجایی صفحه‌ای نسبت به لغزش موجی^۵ تغییر شکل می‌یابند [۴۶، ۳۳، ۳۲، ۱۶]. آلیاژ آهن-۲۸ منگنز-۱۲ آلومینیوم-۱ کربن که در معرض عملیات پیرسازی به مدت ۱۶ ساعت در ۵۵۰ درجه‌ی سانتیگراد قرار گرفته است، دارای باندهای برشی از طریق لغزش صفحه‌ای می‌باشد؛ با وجود آن که انرژی نقص در چیده شدن محاسبه شده برای آن در حدود ۱۱۰ میلی ژول بر متر مربع است [۱۶]. همچنین، پارک و همکاران^۶ [۴۶] گزارش کردند که آلیاژ آهن-۲۸ منگنز-۹ آلومینیوم-۰/۸ کربن که تحت عملیات انحلال قرار گرفته، از طریق لغزش نابجایی صفحه‌ای تغییر شکل می‌یابد؛ با وجود آن که انرژی نقص در چیده شدن محاسبه شده برای آن، ۸۵ میلی ژول بر متر مربع است.

فورمیر و بروکس [۱۶] پیشنهاد کردند که رخداد لغزش صفحه‌ای در آلیاژ آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن با انرژی نقص در چیده شدن بالا، ناشی از حضور رسوبات کاربید K نانومتری است. پارک و همکاران [۳۳] و پارک [۴۷]، حالت لغزش صفحه‌ای تغییر شکل را با پدیده‌ی نرم شدن لغزشی^۷ که با منظم شدن کم دامنه^۸ در وضعیت محلول جامد همراه است، مرتبط دانستند. اخیراً، چوی



1. Lai and Wan
2. Dislocation cell
3. Face centered cubic (fcc)
4. Cross slip
5. Wavy glide
6. Park et al.
7. Glide softening phenomenon
8. Short-range ordering
9. Choi et al.
10. Dark-field
11. Hwang et al.
12. Wavy dislocation glide

را گزارش نمودند. نشان داده شد که تقسیم بندی کرنش در یک زمینه‌ی فریتی درشت اگر بر اساس کرنش ظاهری اعمال شده به نمونه ارزیابی شود ممکن است منجر به اشتباه در آنالیز پایداری آستنیت شود. لذا اگر کرنش ترجیحی در فریت به طور صحیح در نظر گرفته نشود، پایداری مکانیکی ذرات آستنیت احاطه شده با زمینه‌ی فریتی درشت ممکن است اشتباه تخمین زده شود.

۶- نتیجه‌گیری

آلیاژهای سبک وزن آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن یک سیستم آلیاژی با خواص انعطاف‌پذیر می‌باشند. ترکیب شیمیایی این آلیاژها در محدوده‌ی ۳-۳۰ درصد منگنز، ۱۲-۳ درصد آلومینیوم، ۰/۱-۱/۵ درصد کربن و مابقی، آهن است. آلیاژهای عملیات انحلال شده دارای زمینه‌ی تک فاز آستنیتی و یا زمینه‌ی دوپلکس شامل فریت و آستنیت، بسته به مقادیر نسبی کربن، منگنز و آلومینیوم، هستند. با توزیع کاربیدهای نانومتری K در زمینه‌ی آستنیت، این آلیاژها استحکام عالی نشان می‌دهند.

- در آلیاژهای کاملاً آستنیتی با منگنز بالا (بیشتر از ۱۵ درصد) و آلومینیوم کم (کم‌تر از ۳-۶ درصد)، خواص مکانیکی به شدت متأثر از انرژی نقص در چیده شدن است. البته، هنگامی که مقدار آلومینیوم بیشتر باشد، خواص مکانیکی توسط رسوب‌گذاری کاربید K نیز کنترل می‌شود.

- در حین کوئنچ شدن در آب پس از عملیات انحلال، رسوب‌گذاری کاربیدهای K مشروط به آن‌که نیروی محرکه شیمیایی به علت مقادیر بیشتر کربن و آلومینیوم، به اندازه‌ی کافی

۵-۳- فولادهای TRIP دوپلکس (δ -ferrite+ γ)

فولادهای TRIP سبک وزن به علت مقدار کم کربن (۰/۱-۰/۴) درصد و مقادیر متوسط منگنز (۳-۶) درصد و آلومینیوم (۳-۶) درصد، دارای ریزساختار دوپلکس حاوی فریت دلتا^۱ و آستنیت می‌باشند (مطابق با نمودار فازی در شکل ۱-ج). عدم حضور ناحیه‌ی تک فاز آستنیتی در دمای بالا منجر به شکل‌گیری باند رگه‌ی فریت دلتا به موازات جهت نورد اولیه می‌گردد [۲۸]. با استفاده از عملیات آنیل بهینه برای آلیاژهای کار شده در حدود ۸۰۰ درجه‌ی سانتیگراد، آلیاژهای سبک وزن دوپلکس آهن-منگنز-آلومینیوم (سیلیسیم)-کربن دارای ساختار دوگانه^۲ شامل ذرات آستنیت خوشه شده با زمینه‌ی فریت رگه‌ای درشت، قابل دستیابی است. سئو و همکاران^۳ [۳۰] رفتار تغییر شکل آلیاژ آهن-۳/۵ منگنز-۵/۹ آلومینیوم-۰/۴ کربن را بررسی نموده و دریافتند که بیشتر تغییر شکل توسط فریت صورت می‌گیرد در حالی که ذرات خوشه‌ای شده‌ی آستنیت در معرض استحاله‌ی مارتنزیتی حاصل از کرنش قرار می‌گیرند. اگرچه، برخی از ذرات آستنیت هنگامی که جهت نامناسب نسبت به جهت بارگذاری داشته باشند، استحاله‌ی مارتنزیتی نشان نمی‌دهند. استحاله‌ی مارتنزیتی حاصل از کرنش برای ذرات آستنیت، منجر به ترکیب مناسبی از خواص کششی (استحکام کششی بیش از ۸۰۰ مگاپاسکال و ازدیاد طول کلی بیش از ۴۰ درصد) می‌شود. ریو و همکاران^۴ [۵۵] رفتار تغییر شکل آلیاژ آهن-۵/۸ منگنز-۳/۱ آلومینیوم-۰/۴۷ سیلیسیم-۰/۱۲ کربن را مورد بررسی قرار دادند. همچنین آنها کرنش‌پذیری ترجیحی^۵ در زمینه‌ی فریتی درشت در حین تغییر شکل کششی



1. δ -ferrite
2. Bimodal
3. Seo et al.
4. Ryu et al.
5. Preferential straining

فولادهای سبک وزن که بتوانند برای کاربردهای صنعتی مناسب باشند، ضروری است تا رسوب‌گذاری کاربید K کنترل گردد. - آنالیز عمیق‌تر اندرکنش ذره-ناجایی: دلیل اصلی آنکه چرا آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن توسط لغزش صفحه‌ای کارسخت می‌شوند، هنوز ناشناخته است. تحقیقات اخیر نشان داد که برش کاربیدهای K توسط ناجایی، مسئول لغزش صفحه‌ای است. با این وجود، اثرات اندازه‌ی رسوب و ترکیب شیمیایی بر اندرکنش با ناجایی مشخص نشده است. مطالعات بیشتر از دینامیک ناجایی به همراه مشاهدات درجا با میکروسکوپ الکترونی عبوری و محاسبات *ab initio*، نیاز است. - معیاری برای کاربرد ذرات بین فلزی $DO3\text{-Fe}_3\text{Al}$ و $B2\text{-FeAl}$ به عنوان فاز دوم در زمینه‌ی آلیاژ: در حال حاضر، بیشینه‌ی مقدار آلومینیوم در آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن در حدود ۱۲ درصد است. افزایش بیشتر مقدار آلومینیوم برای کاهش هر چه بیشتر چگالی و جلوگیری از تشکیل غیر قابل کنترل کاربید K، می‌تواند موضوع قابل توجهی باشد. یکی از راه‌های ممکن برای افزایش مقدار آلومینیوم، کاربرد ذرات بین فلزی آهن-آلومینیوم به عنوان فاز دوم است. این امر می‌تواند موجب روشن‌تر شدن این زمینه‌ی نوظهور گردد.

باشد، صورت می‌پذیرد. - اثرات عناصر آلیاژی روی چگالی آلیاژهای آستنیتی آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن بر اساس منابع، مورد بررسی قرار گرفت. در خصوص کاهش چگالی به ازاء هر ۱ درصد وزنی اضافه شدن، اثر کربن در حدود چهار برابر بیشتر از اثر آلومینیوم است. - آلیاژهای آستنیتی آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن حاوی کاربیدهای K، به صورت لغزش صفحه‌ای تغییر شکل می‌یابند. این موضوع به علت نرم شدن صفحه‌ی لغزش ناشی از برش کاربیدهای K توسط ناجایی می‌باشد. اگرچه تاکنون مطالعات زیادی روی آلیاژهای سبک وزن آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن منتشر شده، همچنان چالش‌های مهیج و الهام‌بخشی موجود است که باید مورد توجه قرار گیرند. این موارد به صورت زیر می‌باشند: - کنترل رسوب‌گذاری کاربید K در حین سرمایش پیوسته از انواع سیکل‌های حرارتی: اغلب خواص مکانیکی مرور شده در این مقاله در شرایط عملیات انحلال شده، جمع‌آوری شده‌اند. به منظور جلوگیری از رسوب‌گذاری کنترل نشده‌ی کاربید K، اکثر آلیاژهای آهن-آلومینیوم-منگنز-کربن از دمای عملیات انحلال که فراتر از ۱۰۰۰ درجه‌ی سانتیگراد می‌باشد، در آب کوئنچ شده‌اند. برای طراحی





- [1] Bhadeshia H K D H 2010 Proc. R. Soc. Lond. A 466 3–18
- [2] Fan D W, Kim H S and De Cooman B C 2009 Steel Res. Int. 80 241–8
- [3] Jang J H, Lee C H, Heo Y U and Suh D W 2012 Acta Mater. 60 208–17
- [4] Grassel O, Krüger L, Frommeyer G and Meyer L W 2000 Int. J. Plast. 16 1391–409
- [5] Lee P Y, Chiu C S, Gau Y J and Wu J K 1992 High Temp. Mater. Proc. 10 141–4
- [6] Shih S T, Tai C Y and Perng T P 1993 Corrosion 49 130–4
- [7] Saxena V K, Krishna M S G, Chhaunker P S and Radhakrishnan V M 1994 Int. J. Press. Vessels Pip. 60 151–7
- [8] Zhu X M and Zhang Y S 1998 Corrosion 54 3–12
- [9] Herrmann J, Inden G and Sauthhoff G 2003 Acta Mater. 51 2847–57
- [10] Hamada A S and Karjalainen L P 2006 Can. Metall. Q. 45 41–8
- [11] Morris D G, Muñoz-Morris M A and Requejo L M 2006 Acta Mater. 54 2335–41
- [12] James P 1969 J. Iron Steel Inst. 207 54–7
- [13] Lai H J and Wan C M 1989 J. Mater. Sci. 24 2449–53
- [14] Chen F C, Li P, Chu S L and Chou C P 1991 Scr. Metall. Mater. 25 585–90
- [15] Kim Y G, Han J M and Lee J S 1989 Mater. Sci. Eng. A 114 51–9
- [16] Frommeyer G and Brux U 2006 Steel Res. Int. 77 627–33
- [17] Sutou Y, Kamiya N, Umino R, Ohnuma L and Ishida K 2010 ISIJ Int. 50 893–9
- [18] Košter W and Tonn W 1933 Arch Eisenhüttenwes. 7 365–6
- [19] Schmatz D J 1959 Trans. AIME 215 121–3
- [20] Krivonogov G S, Alekseyenko M F and Solov'yeva G G 1975 Phys. Metals Metall. 39 86–92
- [21] Ishida K, Ohtani H, Satoh N, Kainuma R and Nishizawa T 1990 ISIJ Int. 30 680–6
- [22] Acselrad O, Kalashnikov I S, Silva E M, Simao R A, Achete C A and Pereira L C 2002 Metall. Mater. Trans. A 33 3569–72
- [23] Chin K G, Lee H J, Kwak J H, Kang J Y and Lee B J 2010 J. Alloys Compounds 505 217–23
- [24] Lee H J, Sohn S S, Lee S, Kwak J H and Lee B J 2012 Scr. Mater. (<http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.10.032>)
- [25] Frommeyer G, Drewes E J and Engl B 2000 Rev. Metall. Cah. Inf. Tech. 97 1245–53
- [26] Falat L, Schneider A, Sauthhoff G and Frommeyer G 2005 Intermetallics 13 1256–62
- [27] Rana R, Liu C and Ray R K 2012 Scr. Mater. (<http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.10.004>)
- [28] Suh D W, Park S J, Lee T H, Oh C S and Kim S J 2010 Metall. Mater. Trans. A 41 397–408
- [29] Hwang S W, Ji J H, Lee E G and Park K T 2011 Mater. Sci. Eng. A 528 5196–203
- [30] Seo C H, Kwon K H, Choi K, Kim K H, Kwak J H, Lee S and Kim N J 2012 Scr. Mater. 66 519–22
- [31] Park S J, Hwang B, Lee K H, Lee T H, Suh D W and Han H N 2012 Scr. Mater. (<http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.09.030>)
- [32] Choi K, Seo C H, Lee H, Kim S K, Kwak J H, Chin K G, Park K T and Kim N J 2010 Scr. Mater. 63 1028–31
- [33] Park K T, Jin K G, Han S H, Hwang S W, Choi K and Lee C S 2010 Mater. Sci. Eng. A 527 3651–61
- [34] Frommeyer G, Brux U and Neumann P 2003 ISIJ Int. 43 438–46
- [35] Heo Y U, Song Y Y, Park S J, Bhadeshia H K D H and Suh D W 2012 Metall. Mater. Trans. A 43 1731–5
- [36] Kubaschewski O 1982 Iron—Binary Phase Diagrams (New York: Springer)
- [37] Storchak N A and Drachinskaya A G 1977 Phys. Met Metall. 44 123–30
- [38] Sato K, Tagawa K and Inoue Y 1988 Scr. Metall. 22 899–902
- [39] Han K H and Choo W K 1989 Metall. Trans. A 20 205–14
- [40] Sato K, Tagawa K and Inoue Y 1990 Metall. Trans. A 21 5–11
- [41] Kalashnikov I, Acselrad O, Shalkevich A and Pereira L C 2000 J. Mater. Eng. Perform. 9 597–602
- [42] Bentley A P 1986 J. Mater. Sci. Lett. 5 907–8
- [43] Lin C L, Chao C G, Bor H Y and Liu T F 2010 Mater. Trans. 51 1084–8
- [44] Kimura Y, Hayashi K, Handa K and Mishima Y 2002 Mater. Sci. Eng. A 329–331 680–5
- [45] Howell R A and Van Aken D C 2009 Iron Steel Technol. 6 193–212
- [46] Yoo J D and Park K T 2008 Mater. Sci. Eng. A 496 417–24
- [47] Park K T 2012 Scr. Mater. (<http://dx.doi.org/10.1016/j.scriptamat.2012.10.004>)
- [48] Chang S C, Hsiau Y H and Jahn M T 1989 J. Mater. Sci. 24 1117–20
- [49] Charles J, Bergehan A and Lutts A 1984 J. Physique Coll. C1 45 619–23
- [50] Olson G B and Cohen M 1976 Metall. Trans. A 7 1897–904
- [51] Olson G B and Cohen M 1976 Metall. Trans. A 7 1905–14
- [52] Lai H J and Wan C M 1989 Scr. Metall. 23 179–82
- [53] Remy L and Pineau A 1977 Mater. Sci. Eng. 28 99–107
- [54] Kuhlmann-Wilsdorf D 2001 Mater. Sci. Eng. A 315 211–6
- [55] Ryu J H, Kim D I, Kim H S, Bhadeshia H K D H and Suh D W 2010 Scr. Mater. 63 297–9

مروری بر تکنولوژی تانديش برای ريخته‌گري فولادهاي تميز

گروه پژوهشی فرایند، پژوهشکده فولاد،
دانشگاه صنعتی اصفهان

چکیده

با افزایش تقاضا برای فولادهای تمیز با کیفیت بالا، تمیزی فولادها در فرایند تولید و ریخته‌گری از اهمیت فوق‌العاده‌ای برخوردار است. تانديش در کنترل کیفیت فولاد در فرایند ریخته‌گری پیوسته، نقش مهمی را به عنوان رابط بین پاتیل و قالب‌های ریخته‌گری پیوسته، ایفا می‌کند. همچنین تانديش، آخرین مجرای است که فلز مذاب قبل از انجماد درون قالب، از آن عبور می‌کند. برای کنترل کیفیت فولاد، کنترل دما و سیالیت فلز مذاب از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. در این مقاله، در مورد این عوامل اثرگذار بحث شده است. کنترل جریان مناسب مذاب، دستگاه‌های کنترل سیالیت و تزریق گاز درون تانديش از فاکتورهای مهم در عملیات ریخته‌گری فولادهای تمیز می‌باشند. بازیابی تانديش‌های گرم، تانديش‌های دارای جریان گریز از مرکز، تانديش‌های H شکل و غیره، برخی از پارامترهای مؤثر بر روی بهبود فرایند تولید فولادهای تمیز ریخته‌گری شده می‌باشند.



۱- مقدمه

فرایند سردشدن فولاد در زیر دمای انجماد، رسوب میکنند. ذرات کوچک آخال‌های اکسیدی خاص، سولفیدها، کاربیدها و نیتريد‌ها، برای کنترل ریزساختار به منظور بهبود خواص فولاد، مورد استفاده قرار می‌گیرند. با این حال، اگر بیشتر آخال‌های اکسیدی با اندازه‌ی بزرگ‌تر، قبل از فرایند انجماد حذف نشوند، مشکلاتی در طول فرایند به وجود می‌آید که باعث کاهش کیفیت فولاد می‌گردد. آخال‌های سولفیدی از طریق سولفور زدایی مذاب قبل از انتقال به تاندیش، در درون پاتیل به حداقل می‌رسند.

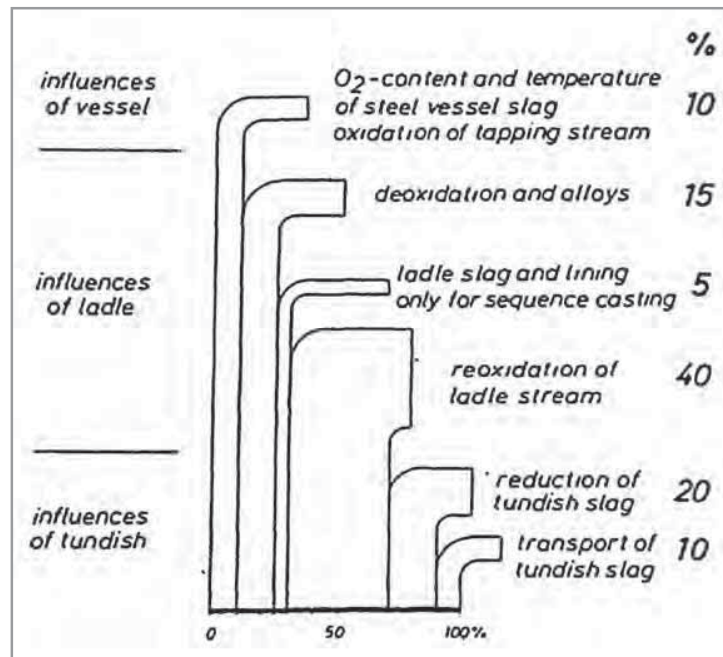
آخال‌های اکسیدی شامل دو دسته می‌باشند؛ دسته‌ی اول متأثر از عوامل خارجی^۱ و دسته‌ی دوم متأثر از عوامل درونی^۲ می‌باشد. آخال‌های متأثر از عوامل خارجی ممکن است به وسیله‌ی فرایند اکسایش مجدد فلز بعد از عملیات اکسیژن‌زدایی و پالایش مذاب در اثر هوا و/یا سرباره‌های اکسیدی شکل گیرند و یا از طریق وارد شدن ذرات نسوز یا سرباره به مذاب، تشکیل شوند. آخال‌های متأثر از عوامل درونی نیز به دلیل واکنش میان اکسیژن حل شده درون فلز و عوامل اکسیژن‌زدا مانند آلومینیوم یا سیلیسیم درون پاتیل، شکل می‌گیرند. آخال‌های متأثر از عوامل درونی از نظر ابعادی کوچک‌تر هستند و همچنین، اثر منفی کم‌تری روی کیفیت فولاد می‌گذارند؛ مگر اینکه آگلومره شوند و آخال‌های بزرگ‌تری تشکیل دهند. این نوع از آخال‌ها، معمولاً دارای قطر کوچکتر از ۵۰ میکرومتر هستند. این در حالی است که، آخال‌های متأثر از عوامل بیرونی از نظر ابعادی بزرگ‌تر هستند.

وظیفه‌ی تاندیش‌ها، رساندن فولاد مذاب تمیز به استرندهای ریخته‌گری با نرخ سیالیت، دما و ترکیب مورد نظر می‌باشد.

ریخته‌گری پیوسته‌ی فولاد فرایندی بسیار پر کاربرد است که نقش مهمی در مراحل تولید فولاد ایفا می‌کند. امروزه بیش از ۹۰ درصد محصولات فولادی از این روش تولید می‌شود. با استفاده از این روش، کیفیت فولاد مورد انتظار نیز افزایش می‌یابد. بنابراین امروزه، تمیزی فولاد و کنترل دقیق ترکیب، از مهم‌ترین دغدغه‌های تولیدکنندگان فولاد به شمار می‌آید. در طی فرایند ریخته‌گری پیوسته‌ی فولادها، فولاد مذاب از تاندیش به عنوان آخرین مجرای متالورژیکی، قبل از انجماد درون قالب، عبور می‌کند. در طول انتقال مذاب درون تاندیش، مذاب با سرباره، دیرگداز و اتمسفر، فعل و انفعالاتی دارد. بنابراین طراحی مناسب و عملکرد تاندیش نقش مهمی بر روی کیفیت و کنترل دقیق ترکیب فولاد، ایفا می‌کند. در دهه‌های اخیر، پیشرفت‌های زیادی در زمینه‌ی تکنولوژی تاندیش جهت تولید فولادهای تمیز صورت گرفته است. امروزه، این رشد در تکنولوژی تاندیش، نسبت به گذشته با سرعت کمتری در حال پیشرفت است چرا که این تکنولوژی‌ها به دوره‌ی بلوغ خود رسیده‌اند. در مقاله‌ی پیش رو، در مورد برخی از پیشرفت‌های تکنولوژی در این زمینه صحبت خواهد شد.

کیفیت فولاد تابع کنترل دقیق ترکیب و کم بودن تعداد ذرات آخال توزیع شده در ترکیب با اندازه‌ی کوچک است. در فولادهای تمیز با کیفیت بالا، عوامل مناسب مانند خواص مکانیکی بالا (از نقطه نظر چکش‌خواری و دوام فولاد) بسیار حائز اهمیت می‌باشند. آخال‌های غیرفلزی شامل سولفیدها، اکسیدها، نیتريد‌ها، کاربیدها و دیگر ترکیبات می‌باشند. سولفیدها، کاربیدها و نیتريد‌ها، در حین

1. Exogenous
2. Indigenous



شکل ۱. میزان نسبی عوامل مختلف که باعث ایجاد آخال در فولاد می‌گردند [۳].

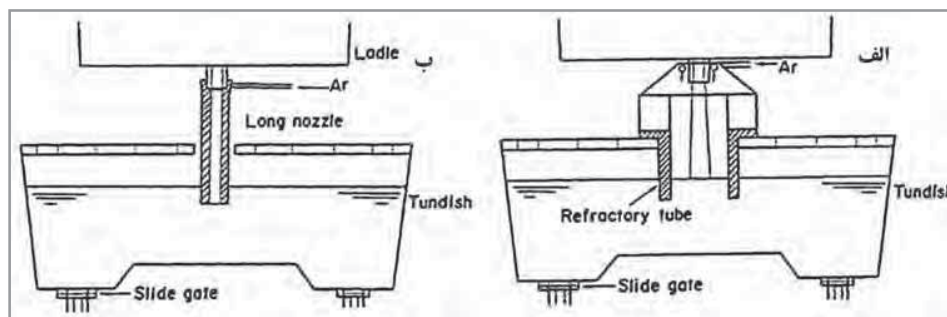
ارزیابی تمیزی فولادها و روش‌های اجرایی برای بهبود کیفیت تمیزی فولادها، مورد بحث قرار گرفته است.

۲- اکسایش مجدد در طول انتقال مذاب از پاتیل به تاندیش و وارد شدن سرباره به مذاب

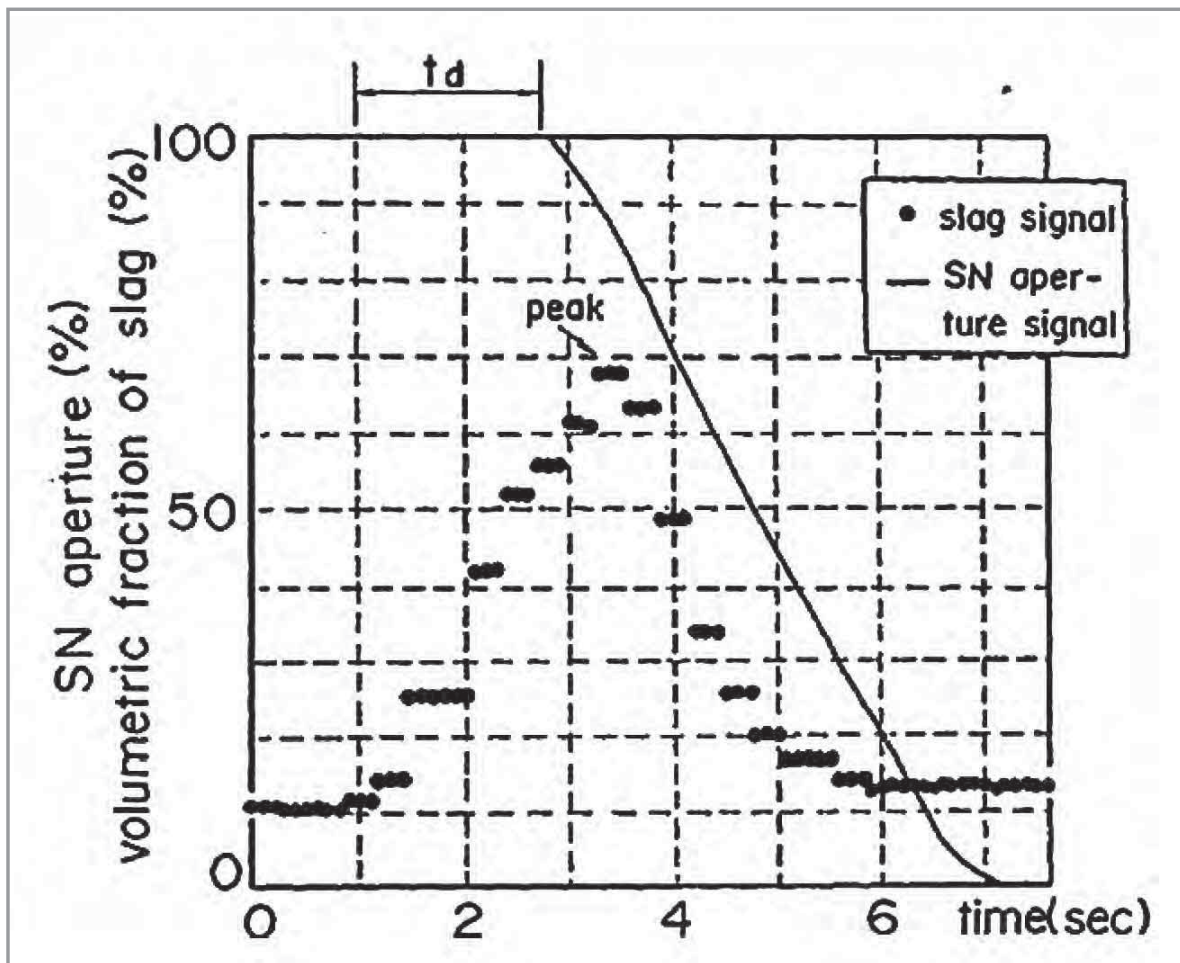
تأثیر پدیده‌ی اکسایش مجدد در شکل‌گیری آخال‌های بزرگ را می‌توان در شکل ۱ مشاهده نمود. اوهنو و همکارانش^۲ [۳] متوجه شدند که در فلز مذاب، اکسایش مجدد می‌تواند تولید آخال‌های بزرگ را تا ۲/۵ برابر افزایش دهد و اندازه‌ی این آخال‌ها نیز تا بزرگ‌تر از ۱۰۰ میکرومتر می‌رسد. جریان مذاب در حال ریزش، می‌تواند به وسیله‌ی ایجاد یک پوشش فیزیکی نظیر لوله‌ی دیرگداز و یا در پوششی از گاز آرگون، از اتمسفر اکسیدکننده محافظت شود. شکل ۲، تصویر نمادین ایجاد یک پوشش آرگون درون لوله‌ی دیرگداز و استفاده از تکنیک پوشش آرگون روی جریان مذاب در نازل بلند را نشان می‌دهد [۴].

بنابراین، اگر تاندیش از تولید آخال‌های متأثر از عوامل بیرونی با اندازه‌ی بزرگ و آخال‌های متأثر از عوامل درونی با اندازه‌ی کوچک (که در ادامه آگلومره می‌شوند) جلوگیری نماید، کیفیت فولاد مذاب افزایش می‌یابد. علاوه بر این دو، اگر تاندیش موجب حذف شدن هر نوع آخال باقیمانده در طول فرایند انتقال مذاب گردد، کیفیت نهایی فولاد نیز بهبود می‌یابد.

برای رسیدن به این اهداف، باید در طول فرایند انتقال مذاب، از هر نوع واکنش اکسایش مجدد به وسیله‌ی هوا و یا سرباره‌ی پاتیل در طی انتقال مذاب از پاتیل به تاندیش و جریان تاندیش به مجرای قالب‌ها، جلوگیری شود. علاوه بر این موارد، باید از شکل‌گیری هرگونه امولسیون اکسیدی و وارد شدن ناخالصی به مذاب، اجتناب گردد. کتاب ارائه شده در مرجع شماره [۱]، تکنولوژی تولید فولاد تمیز و شکل‌گیری آخال‌های غیرفلزی را با جزئیات زیاد شرح داده است. در یک مقاله‌ی مروری، ارزیابی و کنترل درجه‌ی تمیزی فولاد توسط ژانگ و توماس^۱ [۲]، مورد بررسی قرار گرفته است. در این مقاله بیشتر از ۲۰ روش درمورد



شکل ۲. حفاظت از جریان مذاب در انتقال از پاتیل به تاندیش با استفاده از (الف) تزریق گاز آرگون (ب) نازل بلند [۴].



شکل ۳. آشکارسازی سیگنال انتقال سرباره توسط حسگرهای AMEPA [۶].

به نازل‌های دریچه‌ای کشویی دستور دهند و بنابراین میزان ناخالصی‌ها را به حداقل رسانند.

شکل ۳ سیگنال‌های این حسگرهای شناسایی سرباره را که توسط شرکت AMEPA تولید می‌شوند، نشان می‌دهد [۶]. بر اساس این شکل مشخص می‌گردد که کمتر از ۲ ثانیه زمان لازم است تا حسگر بسته شدن نازل، دریچه‌ای کشویی را فعال نماید.

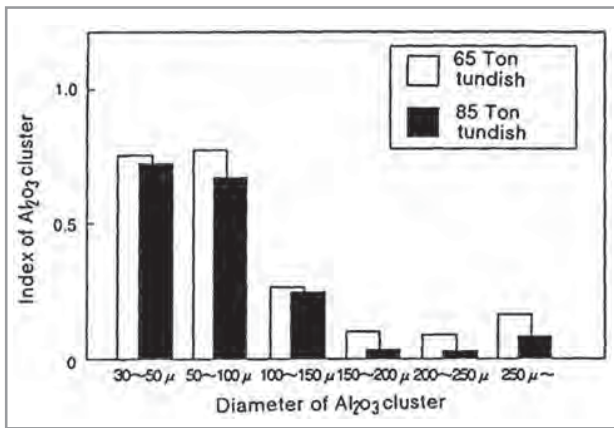
۳- تأثیر اندازه‌ی تاندیش

اندازه‌ی تاندیش بر روی کیفیت نهایی فولاد ریخته‌گری شده تأثیر بسیار زیادی می‌گذارد. افزایش اندازه‌ی تاندیش یک راه حل آسان برای افزایش مدت زمان میانگین حضور^۱ فولاد در تاندیش می‌باشد. برای یک نرخ ریخته‌گری مشخص که نرخ حجمی جریان مذاب درون تاندیش را تعیین می‌کند، حجم بیشتر و بزرگ‌تر منجر به مدت زمان میانگین حضور بیشتری درون تاندیش می‌شود. لذا افزایش حجم تاندیش موجب کاهش چشمگیر تعداد ماکروآخال‌ها (خوشه‌های آلومینایی)، که در طول فرایند تولید به ویژه در زمان تعویض پاتیل شکل می‌گیرند، می‌شود.

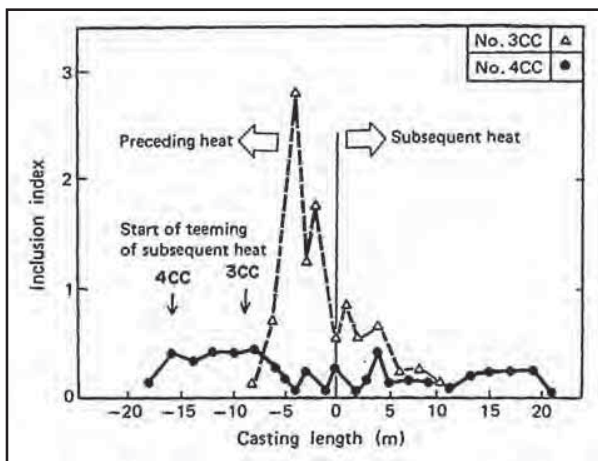
اجزای اکسیدی در سرباره‌ی مذاب مانند MnO ، FeO ، SiO_2 که به درون تاندیش وارد می‌شوند با آلومینیوم درون فولاد واکنش داده و خوشه‌های آلومینایی را در اسلب‌های فولادی تشکیل می‌دهند. قسمتی از سرباره که به سطوح زیرین تاندیش انتقال می‌یابد، ممکن است در حین انجماد درون قالب محبوس شده و در نهایت منجر به تشکیل شدن ماکروآخال‌ها و یا لکه‌های سرباره روی سطح شوند. تجهیزات آشکارساز سرباره می‌توانند در خروجی پاتیل به تاندیش مورد استفاده قرار گیرند. با استفاده از این تجهیزات، شروع ورود سرباره از پاتیل به تاندیش شناسایی می‌گردد.

یک روش الکترومغناطیسی بسیار رایج نیز وجود دارد که در آن سرباره‌ی موجود در جریان مذاب توسط یک حسگر الکترومغناطیسی شناسایی می‌گردد. این روش بسیار کارآمد بوده و در صنعت فولاد، پرکاربرد است. برای نخستین بار، این روش توسط شرکت AMEPA توسعه یافت [۵]. امروزه، حسگرهای شناسایی سرباره‌ی ساخت این شرکت، در بسیاری از شرکت‌های فولادی معتبر کاربرد دارند. این حسگرهای الکترومغناطیسی قادرند به وسیله‌ی سیگنال‌های مستقیم

1. Average residence time



شکل ۵. تأثیر عمق حوضچه بر روی اندازه ی خوشه های آلومینیایی [۷].

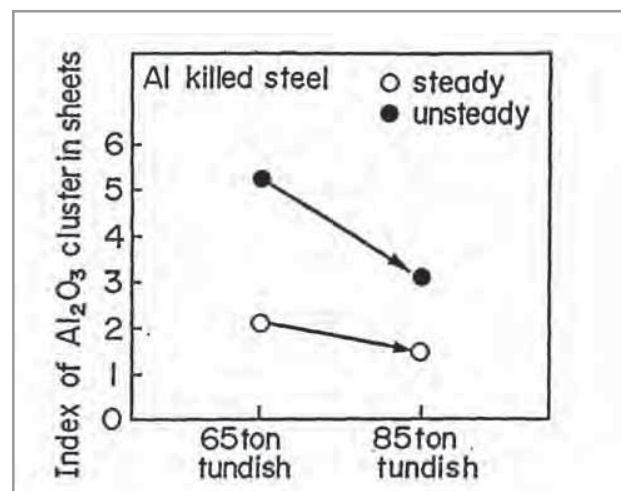


شکل ۶. بهبود کیفیت در ماشین ریخته‌گری ۸۰ تنی [۸].

۴- تأثیر تجهیزات کنترل جریان

تاکنون تلاش‌های زیادی برای بهبود ویژگی‌های جریان فولاد مذاب درون تاندیش صورت گرفته است. برای مثال، تجهیزات مختلفی که برای کنترل جریان نصب و راه‌اندازی شده‌اند. از جمله دیواره‌ها^۲، سدها^۳، تیغه‌های سوراخ‌دار^۴، بستریهای ریزش مذاب^۵ و کاهش‌دهنده‌های اغتشاش^۶، که همگی درون تاندیش اعمال

مطابق شکل ۴ و ۵، نتایج آزمایشگاهی توزاکی و همکارانش [۷] نشان می‌دهد که هنگامی که ظرفیت تاندیش از ۶۵ تن به ۸۵ تن افزایش یابد، تعداد خوشه‌های آلومینیایی شکل گرفته در هر دو حالت ریخته‌گری پایدار و ناپایدار، کاهش یافته است. یک مزیت دیگر برای افزایش عمق تاندیش، حفظ نرخ ریخته‌گری بدون اینکه این نرخ حین تعویض پاتیل کاهش یابد، می‌باشد. بنابراین نرخ تولید و کیفیت فولاد، با افزایش عمق تاندیش افزایش می‌یابد. نتایج آزمایش‌های دیگری که توسط شرکت KOBE Steel و ایشیکورا و همکارانش^۲ [۸] منتشر شده است، نشان می‌دهد که در ماشین‌های ریخته‌گری قدیمی، تاندیش با ظرفیت ۵۰ تن در مقایسه با ماشین‌های ریخته‌گری جدید تاندیش با ظرفیت ۸۰ تن، تاندیش با ظرفیت ۸۰ تن، دارای سرعت ریخته‌گری در حدود ۲ متر بر دقیقه می‌باشد؛ در حالی که برای تاندیش با ظرفیت ۵۰ تن، نرخ ریخته‌گری جهت تولید اسلب با همان کیفیت، ۱/۴ متر بر دقیقه است. بنابراین، تاندیش با ظرفیت بیشتر، سوددهی تولید را بدون این‌که کیفیت کاهش یابد، افزایش می‌دهد. مطابق با شکل ۶، همین گروه تحقیقاتی متوجه شدند که کیفیت فولاد نیز در این حالت افزایش یافته است.



شکل ۴. تأثیر عمق حوضچه بر روی تشکیل خوشه های آلومینیایی [۷].



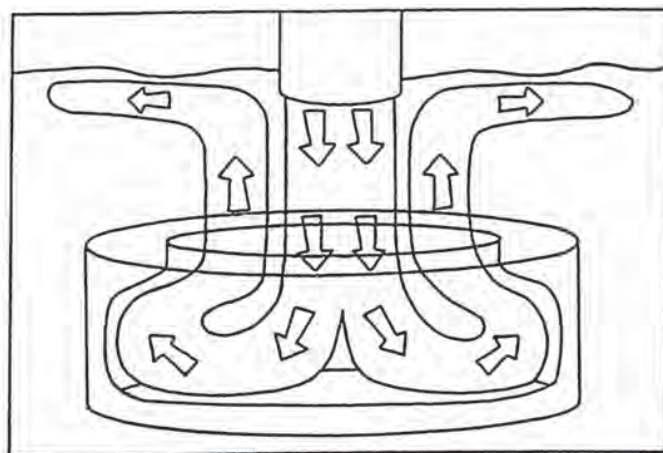
1. Tozaki et al
2. Ishikura et al
3. Weirs
4. Dams
5. Baffle with holes
6. Pour pads
7. Turbulence suppressers



می‌پذیرد. تأثیر این جریان مذاب بر روی سطح کف تاندیش، باعث مشکلات عدیده‌ای از نظر فرسایش نسوز می‌شود. لذا، برای رفع این مشکل، بستریهای ریزش مذاب در راستای افزایش مقاومت در برابر نیروی مخرب ناشی از جریان مذاب، طراحی و بر روی سطح پایینی تاندیش نصب شدند. بستریهای ریزش مذاب از مواد نسوز بسیار چگال ساخته شده‌اند که مقاومت شیمیایی بالایی نیز دارند. این مواد در برابر جریان مذاب پایدار بوده و همچنین منجر به کاهش تلاطم جریان ورودی می‌گردند. کاهش اثر تلاطم از طریق بستریهای ریزش مذاب، توسط سایلور و بوگلا^۴ [۲۱] گزارش شده است. همانطور که در شکل ۷ قابل مشاهده است، بستریهای ریزش مذاب با جریان مذاب مرتبط با آن‌ها، ارائه شده است. جریان فولاد مذاب بعد از برخورد شدید به کف، طی مسیریهای مختلف به طرف سطح آزاد حرکت کرده و به آرامی از حالت تلاطم خارج می‌شود.

این روش‌ها، اثرات مثبتی بر روی بهبود ویژگی‌های جریان فولاد مذاب دارند. آزمایش‌های صنعتی و مدل‌سازی‌های ریاضی و فیزیکی نیز نتایج حاصل شده را تأیید کرده‌اند [۱۸-۱۹]. در یک پژوهش، گوتیه و ماجومدار^۱ [۱۹]، شبیه‌سازی‌های فیزیکی و ریاضی سیستم‌های ریخته‌گری پیوسته را مرور کردند. بعد از آن نیز، چاتوپادهیای^۲ [۲۰]، مروری بر مدل‌سازی عملکرد تاندیش را ارائه نموده است. اگر نحوه‌ی قرارگیری سدها و دیواره‌ها در حالت بهینه باشد، به افزایش زمان متوسط حضور فولاد مذاب در تاندیش منجر می‌شود و همچنین باعث افزایش حجم جریان در ریچه^۳ در تاندیش می‌گردد. نصب این تجهیزات کنترل جریان در مکانی بهینه و مناسب، باعث ایجاد موضعی مخلوط‌های ناخالصی و در نتیجه آگلومره شدن آخال‌ها شده و عملیات حذف آن‌ها، آسان‌تر می‌شود.

جریان مذاب از پاتیل به تاندیش، به خصوص در حضور پوشش محافظ و عدم وجود گاز محافظ، با سرعت و تلاطم زیادی صورت



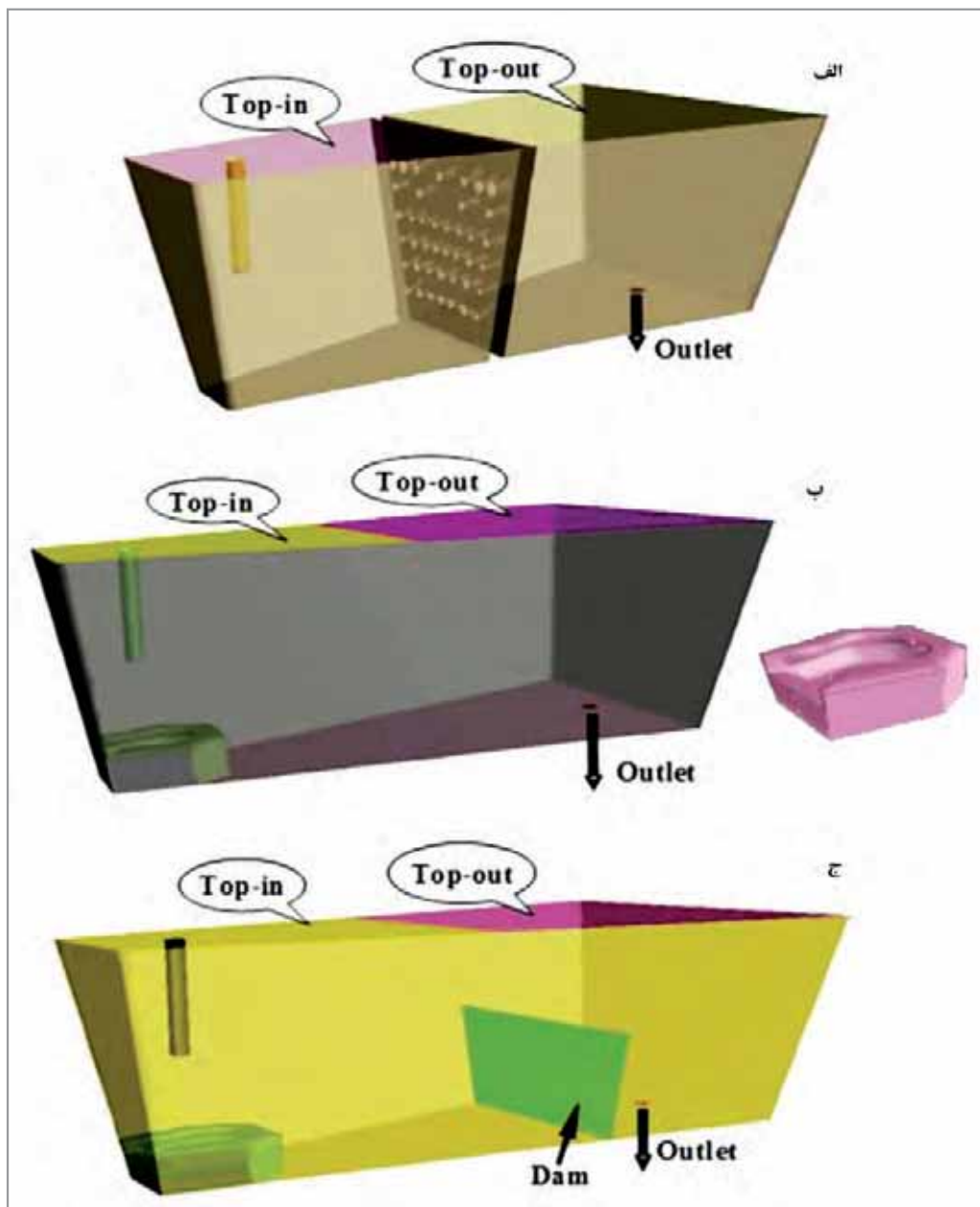
شکل ۷. تصویر نمادین یک بستر ریزش مذاب و الگوهای جریان مذاب مربوطه [۲۱].

1. Guthrie and Majumdar
2. Chattopadhyay
3. Plug
4. Bogler and Saylor



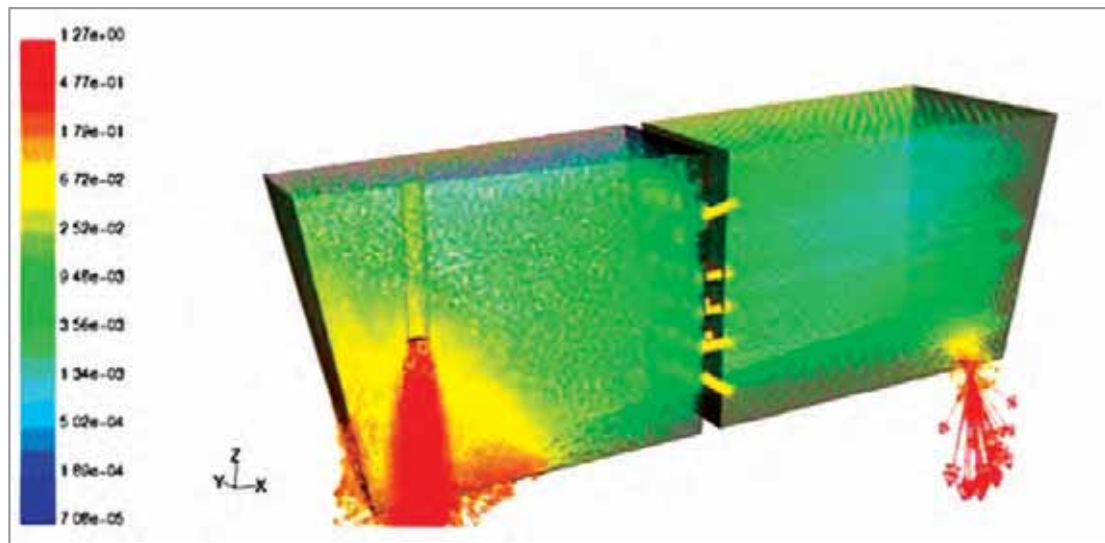
قرار گرفتن تجهیزات کنترل جریان توسط موخپادهایی و همکارانش^۳ [۲۳] انجام شد که در ادامه به صورت خلاصه شرح داده می‌شود. آن‌ها اثر تجهیزات کنترل جریان مختلف درون تاندیش‌ها را بر روی پروفیل تلاطم و جریان که منجر به شناوری آخال‌ها می‌شود، بررسی کردند. آن‌ها در ادامه، جریان مذاب درون تاندیش را در حالت‌های مختلف، با حضور تیغه‌های سوراخدار، بسترهای ریزش مذاب و بسترهای ریزش مذاب همراه با سد، مدل‌سازی کردند. تنظیمات و وضعیت هر سه مدل بالا در شکل ۸ قابل مشاهده است. عبارات Top-in و Top-out در شکل ۸ بیانگر حضور آخال‌های شناور بر روی سطح بالایی، درونی و بیرونی نسبت به موضع تیغه‌ی سوراخدار هستند.

یک چنین جریان سطحی، برای شناور شدن آخال‌ها و در نتیجه حذف آن‌ها از سیستم، مطلوب می‌باشد. البته این جریان سطحی مذاب، به عوامل مختلفی از جمله شکل اولیه‌ی بسترهای ریزش مذاب بستگی داشته و ممکن است به تدریج و با گذر زمان، در اثر فرسایش تغییر شکل دهد. اخیراً یک راه حل بسیار جالب توسط مورالس-هیگا و همکارانش^۱ [۲۲] مورد بررسی قرار گرفت که در آن از نازل پاتیل پوشش‌دار^۲ به عنوان کنترل‌کننده‌ی جریان مذاب استفاده شد. این طراحی جدید، در مدل‌های آبی مختلفی مورد مطالعه قرار گرفت. در همین زمینه، یک مدل‌سازی کامپیوتری در راستای بهینه‌سازی



شکل ۸. مدل‌سازی تاندیش با: الف) یک تیغه‌ی مشبک، ب) بستر ریزش مذاب و ج) بستر ریزش مذاب و یک سد [۲۳].

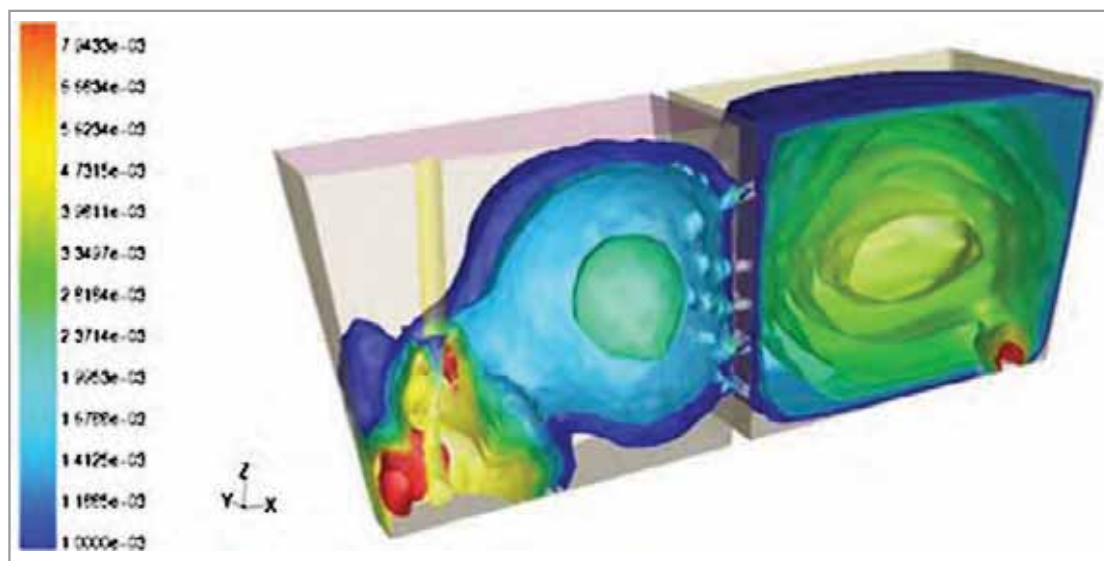
1. Morales-Higa et al
2. Ladle shroud
3. Mukhopadhyay et al



شکل ۹. بردارهای سرعت رنگی شده به واسطه‌ی اندازه سرعت درون تاندیش با تیغه سوراخ‌دار [۲۳].

بردارهای سرعت، به وسیله‌ی میزان اندازه‌ی سرعت و انرژی سینتیک تلاطم که هم‌سطح با تاندیش هستند، رنگی شده‌اند (مطابق شکل‌های ۹ و ۱۰). مدل‌سازی پیش‌بینی‌کننده‌ی مشابهی

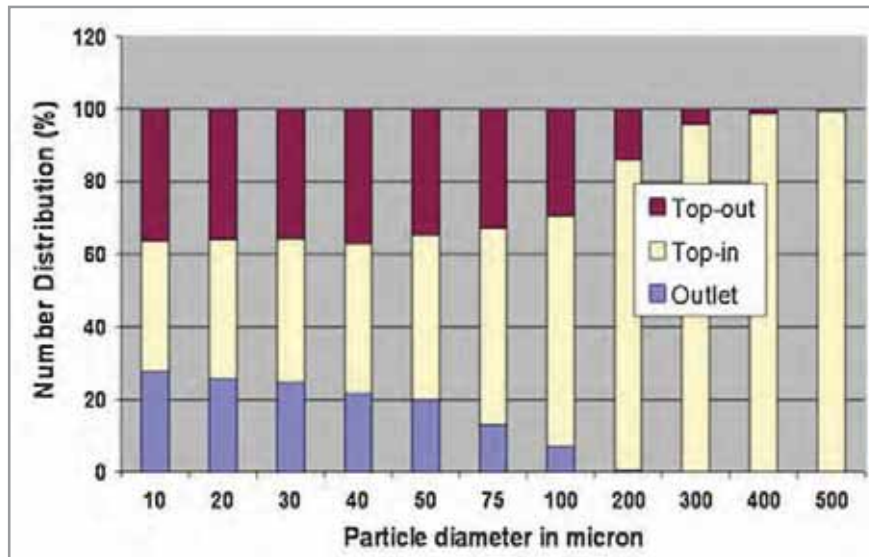
نیز، با دوحالت دیگر انجام شده است. پس از آن شناوری آخال‌ها با اندازه‌ی ۱۰ تا ۵۰۰ میکرومتر توسط نویسندگان بررسی شد.



شکل ۱۰. سطوح هم انرژی سینتیک جریان متلاطم^۱ درون یک تاندیش با تیغه سوراخ‌دار [۲۳].



1. Turbulent kinetic energy iso-surfaces

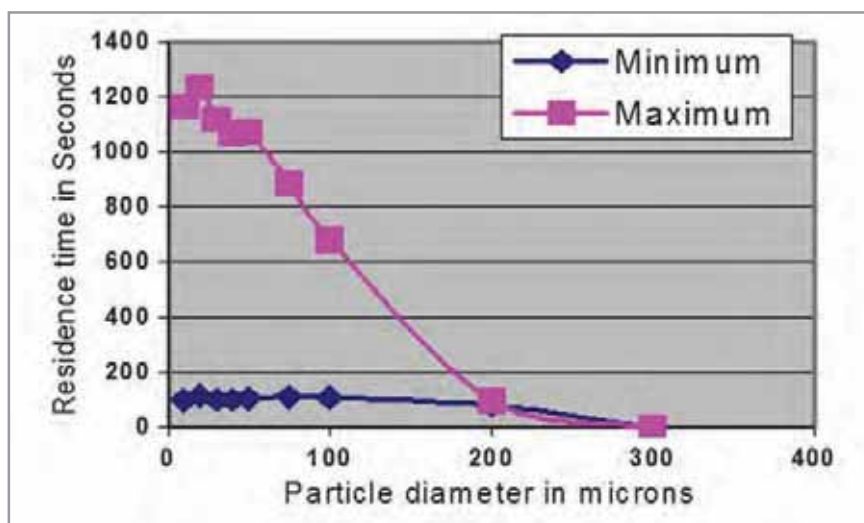


شکل ۱۱. توزیع ذرات آخال در سطح بالایی و خروجی جریان [۲۳].

مطالعه قرار گرفته است. بنابراین مدلسازی‌های ریاضی با استفاده از روش CFD می‌تواند برای آنالیز و بهینه‌سازی طراحی تاندیش، بسیار مؤثر باشد.

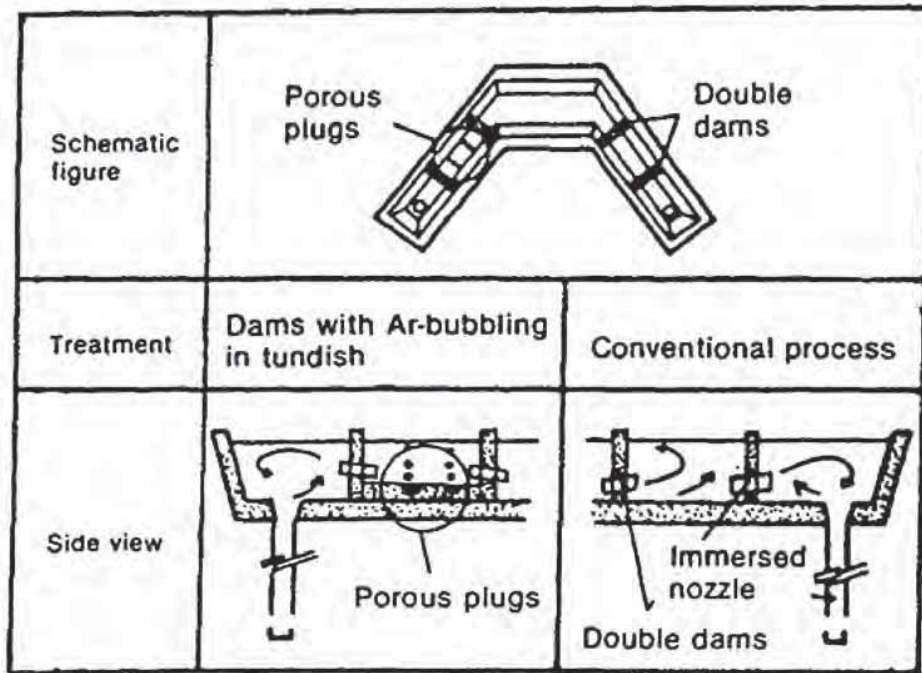
در مقاله‌های دیگر، اودنتال و همکارانش^۱ [۲۴]، جریان سیال و RTD آن را بصورت فیزیکی و محاسباتی ارزیابی کردند و نتایج را با استفاده از اندازه‌گیری‌های DPIV^۲ و LDA^۳ مورد بررسی قرار دادند. عملیات پرکردن تاندیش و تعویض پاتیل با استفاده از مدل VOF^۵ شبیه‌سازی شد. این مدل چندفازی، حرکت حباب‌های گاز و امواج سطحی گذرا را در طول عملیات پرکردن تاندیش، به طور موفقیت آمیز پیش‌بینی کرد. چتوپادهیای و همکارانش^۶ [۲۵]، محافظت از تاندیش با حضور پوشش اتمسفر خنثی را با استفاده از روش DPM^۷ مدلسازی کردند. طبق نتایج مدل‌سازی‌های ریاضی، عمق نفوذ ستون‌های حباب، ۵ تا ۱۵ درصد بیش از حد برآورد، تخمین زده شد. تاکنون مطالعات مدلسازی زیادی در زمینه‌ی جریان سیال، تعیین و بهینه‌سازی RTD

شکل ۱۱ نیز درصد آخال‌های شناور بر روی سطح بالایی و قسمت خروجی به سمت قالب را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که آخال‌های با اندازه‌ی بزرگ‌تر از ۱۰۰ میکرومتر، کاملاً در سطوح بالایی گیر افتاده و به هیچ وجه از خروجی تاندیش وارد قالب نمی‌شوند. در ادامه نیز آنالیزهای بیشتری بر روی اطلاعات ارائه شده در شکل ۱۱، به منظور نشان دادن کران‌های آماری داده‌های مربوط به مدت زمان حضور فولاد در تاندیش، انجام گرفت که در شکل ۱۲ قابل مشاهده است. این شکل نشان می‌دهد که تلاطم جریان مذاب تأثیر فوق‌العاده‌ای بر روی آخال‌های بسیار کوچک دارد و زمان حضور آنها در تاندیش از ۱۵۰ تا ۱۲۰۰ ثانیه تغییر می‌کند. می‌توان دید که تغییرات زمان حضور در تاندیش با افزایش اندازه ذرات، کاهش یافته و در اندازه‌های بزرگ‌تر از ۲۰۰ میکرومتر، به طور کلی غیرقابل تشخیص می‌شود. در این پژوهش، رفتار ناپایدار آخال‌ها در یک سیال متلاطم فلز مذاب به خوبی شبیه‌سازی شده و مورد



شکل ۱۲. توزیع ذرات آخال و مدت زمان حضور در تاندیش با یک تیغه سوراخ‌دار [۲۳].

1. Odenthal et al
 2. Residence time distribution
 3. Digital particle image velocimetry
 4. Laser Doppler velocimetr
 5. Volume of Fluid
 6. Chttopadhyay et al
 7. Discrete phase modeling



شکل ۱۳. تزریق گاز درون یک تاندیش ۷ شکل [۲۸].

همه‌ی این تحقیقات ثابت کرده‌اند که تزریق گاز درون تاندیش اثرات قابل توجهی بر روی کیفیت نهایی محصول تولید شده دارد. یاماناکا و همکارانش^۲ [۲۸] به بررسی تأثیر تزریق گاز آرگون در یکی از بازوهای تاندیش ۷ شکل، پرداختند. دو عدد سد، درون هر کدام از بازوهای تاندیش نصب گردید. ولی فقط یکی از بازوهای آن به پلاگ متخلخل برای تزریق گاز آرگون مجهز شد (مطابق شکل ۱۳). نتایج نشان داد که در این حالت تعداد آخالهای بزرگ، بسیار کاهش یافت؛ در حالیکه تعداد آخالهای کوچک افزایش یافت. به عبارت دیگر ضریب عیب‌سنج اولتراسونیک که نشانگر تعداد آخالهای بزرگ است، به طور قابل توجهی کاهش یافت.

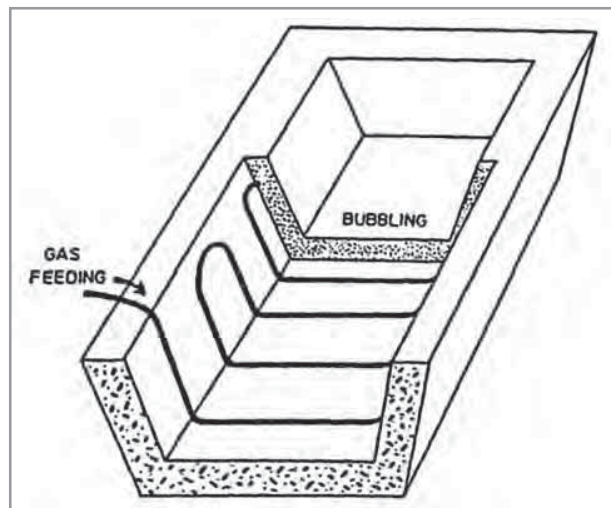
و همچنین بررسی اثر^۱ FCD بر روی الگوی جریان درون تاندیش، صورت گرفته است. نقش اثرات حرارتی بر روی الگوهای جریان و حذف آخال از مذاب نیز مدلسازی شده است. هر چند که اخیراً، فعل و انفعالات میان مذاب-سرباره مدلسازی نشده بود، سولهید و همکارانش^۲ [۲۶ و ۲۷] به طور موفقیت آمیزی فعل و انفعالات فولاد مذاب با سرباره را با استفاده از مدلسازی، بررسی کردند.

۵- تزریق گاز درون تاندیش

تحقیقات مدلسازی مختلفی با استفاده از مدل آب، در زمینه‌ی تزریق گاز آرگون درون تاندیش صورت گرفته است [۲۸-۳۱].



1. Fluid Control Division
 2. Solhed et al
 3. Yamanaka et al



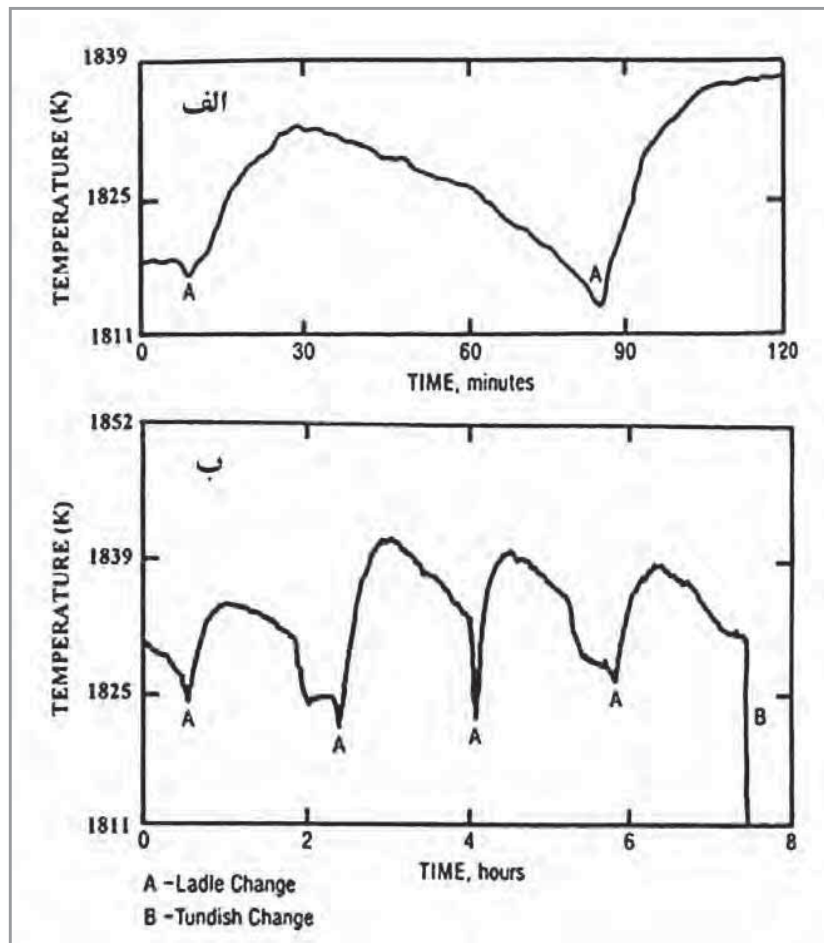
شکل ۱۴. تجهیز وارد کننده ی حباب گاز آرگون جاسازی شده درون دیرگدازهای متخلخل [۲۹].

راموس باندراس و همکارانش^۱ [۳۲] با استفاده از یک مدل اوپلری به بررسی مدلسازی جریان فولاد مذاب چند فازی با تزریق حباب گاز درون تاندیش پرداختند. همچنین، مسیر حرکت آخال‌ها با استفاده از روش ردیابی ذرات لاگرانژی، مدلسازی شدند. این نتایج با اندازه‌گیری‌های^۲ PIV بر اساس مدلسازی آبی، مقایسه گردید. گارسیا هرئاندز و همکارانش^۳ [۳۳] نیز با استفاده از روش^۴ DPM، به طور خلاصه اثرات جریان بر روی حذف آخال درون تاندیش ریخته‌گری تختال را مطالعه کردند.

در یک پژوهش در CRM، دستگاه حبابزای گاز درون تخلخلهای دیرگداز در سطح کف تاندیش، جاسازی گردید [۲۹] (شکل ۱۴). آن‌ها همچنین با استفاده از مدلسازی آبی، الگوی جریان مذاب و اثر آن را بر روی آخالهای شناور، مطالعه کردند. نتایج نشان داد که تزریق گاز، نرخ حذف آخال با ابعاد حدود ۲۰ تا ۱۰۰ میکرومتر را از ۴۳ درصد به ۶۵ درصد افزایش می‌دهد؛ در حالی که آخال‌های با ابعاد بزرگتر از ۱۰۰ میکرومتر، به طور کلی بدون این که تزریق گاز صورت گیرد، حذف شده بودند.



1. Ramos Banderas et al
 2. Particle image velocimetry
 3. Garcia Hernandez et al
 4. Discrete phase modeling



شکل ۱۵. پروفیل دمایی فلز درون تاندیش در طول عملیات ریخته‌گری معمولی [۳۴].

۷- کنترل دمای مذاب

دمای فلز مذاب درون تاندیش تأثیر بسیار مهمی بر روی کیفیت و خواص محصول ریخته‌گری شده، فرایند ریخته‌گری و عمر دیگرگازها دارد. یک پاتیل بزرگ ممکن است، فلز مذاب را به مدت یک ساعت حین ریخته‌گری، درون تاندیش بریزد. بدیهی است، در سیستم به خصوص درون پاتیل و نیز از طریق سطوح مذاب درون تاندیش و دیواره‌های دیگرگاز، همواره تلفات دما وجود دارد. بنابراین گرادیان دمای پاتیل به تاندیش به واسطه‌ی فرایندهای مختلف، همواره در حال تغییر است.

این تغییرات با اتلاف گرما درون تاندیش و تغییرات دما در جریان مذاب همراه است (این تغییرات منجر به ایجاد تفاوت در شرایط مذاب می‌شود).

شکل ۱۵ (الف)، نتیجه‌ی اندازه‌گیری دمای پیوسته را در کارخانه‌ی فولاد بتلهم^۱ نشان می‌دهد [۳۴]. این شکل یک پروفیل حرارتی گنبدی شکل را با تغییرات حدود ۲۰ درجه‌ی سانتیگراد نمایش می‌دهد. در شکل ۱۵ (ب)، تغییرات دمایی مذاب درون تاندیش در طول ریخته‌گری با ۴ پاتیل، قابل مشاهده است [۳۴]. حرف A در این شکل تعویض پاتیل را نشان می‌دهد.

۶- تاندیش بزرگ بدون اصلاح‌کننده‌ی جریان

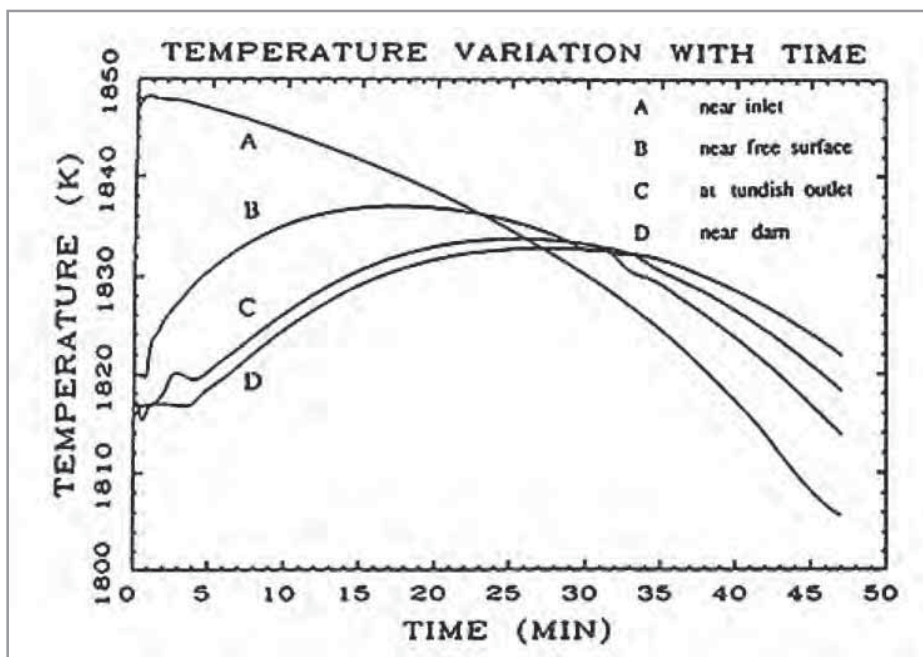
در قسمت قبل، مزایای پیاده‌سازی اصلاح‌کننده‌های جریان مذاب در راستای بهبود و بهینه‌سازی شرایط جریان مذاب در تاندیش، ذکر شد. امروزه باتوجه به کاربرد و تقاضای زیاد در رابطه با ریخته‌گری پایدار فولادهای تمیز، پیشرفت‌های قابل توجهی در فرایندهای تصفیه‌ی ثانویه در واحدهای فولادسازی مختلف صورت گرفته است. حتی با کنترل دقیق فرایند تصفیه ثانویه، ماکروآخال‌ها در حین حالت ناپایدار ریخته‌گری، تشکیل می‌شوند. تاندیش‌های بزرگ منجر به مدت زمان میانگین حضور زیاد و در نتیجه شناور شدن ماکروآخال‌ها می‌شوند. همچنین در تاندیش‌های بزرگ، از ایجاد جریان گردابی در حالت ناپایدار جلوگیری می‌شود؛ لذا، استفاده از این نوع تاندیش‌ها در روش ریخته‌گری پیوسته برای تولید فولادهای با کیفیت بالا حتی در یک نرخ ریخته‌گری نسبتاً بالا، کاملاً مقرون به صرفه و رضایت‌بخش می‌باشد. علاوه بر این، اصلاح‌کننده‌های جریان در برابر سیکل‌های حرارتی تاندیش در شرایط عملی چندان مقاوم نمی‌باشند. در واقع، هدف از استفاده از یک تاندیش بزرگ با طراحی ساده، انجام عملیات ریخته‌گری پیوسته با نرخ بالا و ایجاد کیفیت مطلوب در فولاد با هزینه‌ی اندک، می‌باشد.



است. منحنی A در این شکل، افت دمای جریان مذاب درون پاتیل را که در طول ۴۸ دقیقه فرایند ریخته‌گری صورت پذیرفته است، پیش‌بینی می‌کند. این کاهش دما در جریان مذاب درون پاتیل در کل دوره، به حدود ۴۰ درجه‌ی سانتیگراد می‌رسد. نرخ کاهش دما درون جریان مذاب، در ابتدا کمتر است و در ادامه این نرخ افزایش می‌یابد. دلیل این امر نیز به خاطر کاهش حجم فلزی است که به مرور زمان درون پاتیل باقی می‌ماند و در نتیجه، حرارت بیشتری را از دست می‌دهد. منحنی‌های C، B و D نیز نشان‌دهنده‌ی نتایج پیش‌بینی دمای ذوب در ۳ نقطه‌ی مختلف تاندیش هستند. بر اساس پیش‌بینی‌ها، دمای مذاب در طول ۲۵ دقیقه به یک مقدار بیشینه رسیده و در ادامه، به طور تدریجی کاهش می‌یابد.

در حقیقت، دمای مذاب در پاتیل‌های مختلف ممکن است دارای شرایط متفاوتی باشد. لذا، بالاترین و کمترین میزان دمای مذاب درون تاندیش، ممکن است در هر پاتیل متفاوت باشد. دمای مذاب درون تاندیش در هر کدام از این حالت‌ها، ابتدا تا ۲۰ دقیقه‌ی اول به حد بیشینه‌ی خود رسیده و سپس دچار کاهش تدریجی می‌شود. بنابراین در انتهای تخلیه‌ی پاتیل، فلز مذاب وارد شده به تاندیش، دارای کمترین دمای ممکن است.

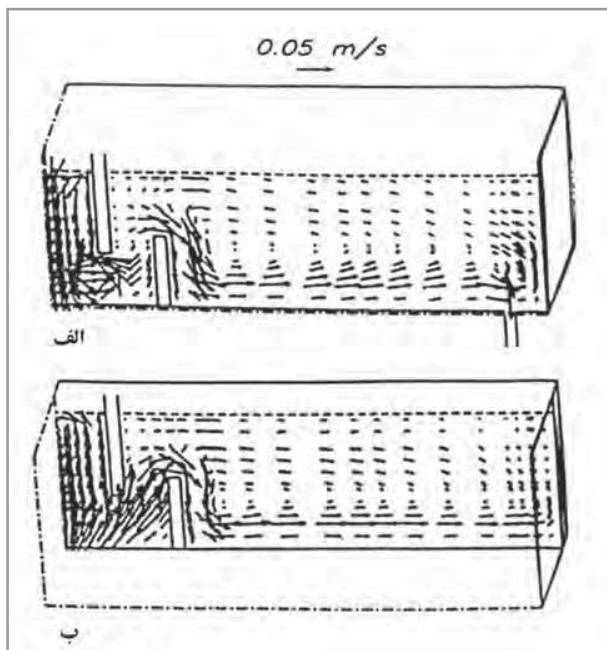
چاکروورتی و ساهای^۱ [۳۵]، مدل‌های ریاضی را برای کوپلینگ حرارتی و جریان مذاب در یک پاتیل معمولی برای یک تاندیش عملیات ریخته‌گری اسلب، در طول یک دوره‌ی کامل ریخته‌گری، توسعه دادند. شکل ۱۶، نشان‌دهنده‌ی نتایج تغییرات دمای مذاب درون تاندیش، در طول ۴۷ دقیقه انتقال مذاب از پاتیل به تاندیش



شکل ۱۶. تغییرات دمایی فلز درون تاندیش در ۴ نقطه‌ی پایش شده [۳۵].

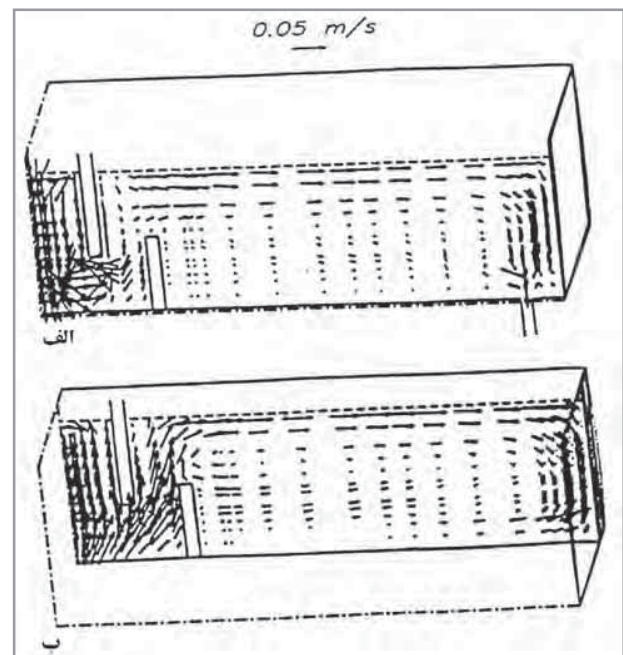


الگوهای جریان در شکل ۱۸، جریان‌های پادساعتگرد را به خاطر وارد شدن فولاد مذاب با دمای کمتر نسبت به فولاد مذاب درون تاندیش بعد از ۴۷ دقیقه ریخته‌گری، نشان می‌دهند. حتی حضور سد نیز، قادر به هدایت جریان مذاب به سطح نمی‌باشد. بنابراین، پیش بینی شده است که در اواخر فرایند ریخته‌گری، فولاد مذاب وارد شده به تاندیش در مجاورت کف تاندیش حرکت کند و مستقیماً به سمت خروجی برود. به این ترتیب، ممکن است که این اتفاق منجر به کاهش شناور شدن آخال‌ها در این مرحله از فرایند گردد. یک پاتیل عایق کاری شده، پیش گرم شده و پوشش داده شده‌ی خوب، در طول فرایند، اتلاف گرمای کمتری دارد و بنابراین، دمای مذاب درون تاندیش را کمتر تحت تأثیر قرار می‌دهد.



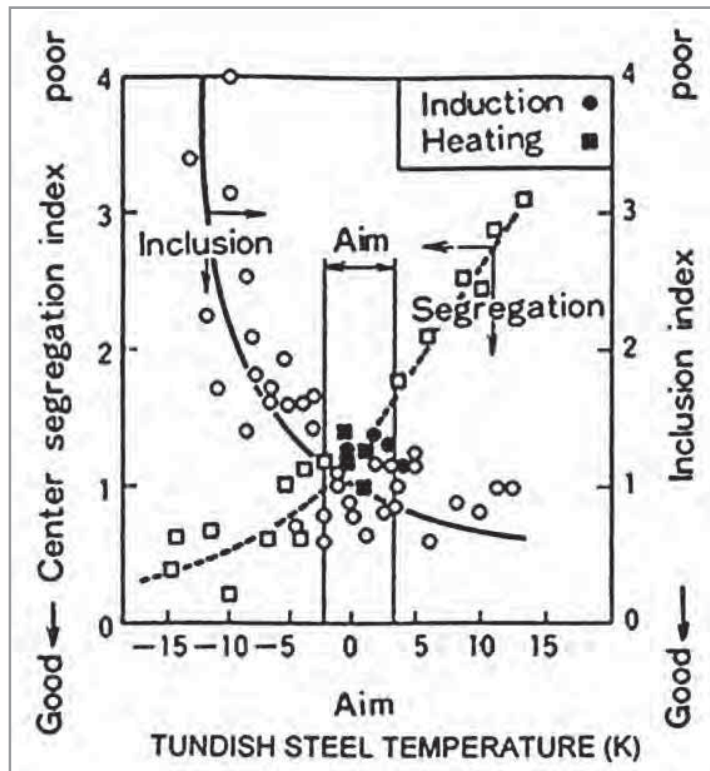
شکل ۱۸. پروفیل توسعه یافته‌ی حالت ناپایدار بعد از ۴۷ دقیقه در (الف) صفحه‌ی متقارن عمودی و (ب) صفحه‌ی نزدیک به دیوار انتهایی [۳۵].

پروفیل جریان پیش‌بینی شده در تاندیش در شکل‌های ۱۷ و ۱۸ به ترتیب در ابتدای فرایند ریخته‌گری (دقیقه‌ی صفر) و بعد از ۴۷ دقیقه ریخته‌گری (نزدیک به پایان عملیات ریخته‌گری)، نشان داده شده است [۳۵]. شکل ۱۷، پروفیل جریان را در دو صفحه‌ی عمودی (الف) نزدیک به صفحه‌ی تقارن و (ب) نزدیک به دیواره‌ی نهایی نیمه‌ی متقارن تاندیش، نشان می‌دهد. در شروع فرایند (مطابق شکل ۱۷)، مذاب وارد شده از پاتیل به تاندیش نسبت به مذاب درون تاندیش گرم‌تر است؛ بنابراین، خاصیت بویانسی^۱، به سد درون تاندیش کمک نموده، فولاد مذاب را به سطح آزاد هدایت کرده و باعث ایجاد یک الگوی جریان ساعتگرد می‌شود.



شکل ۱۷. پروفیل حالت پایدار در (الف) صفحه‌ی متقارن عمودی و (ب) صفحه‌ی نزدیک به دیوار [۳۵].

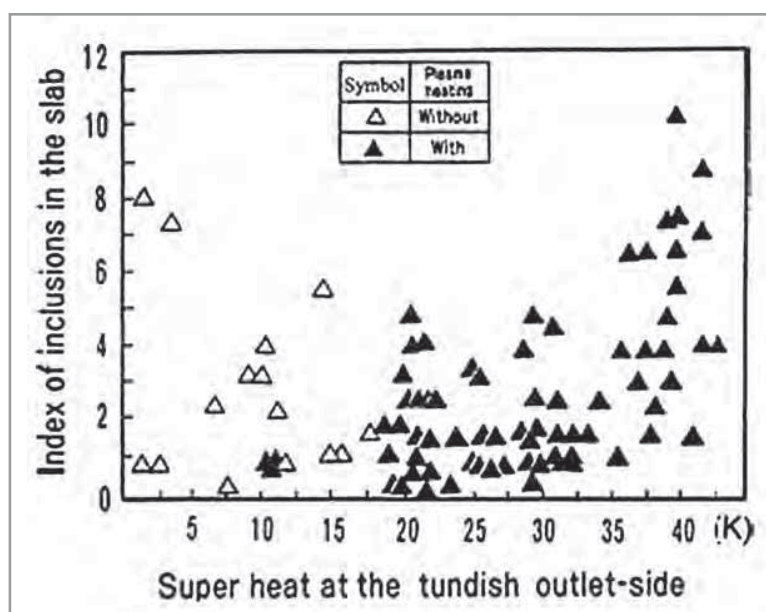




شکل ۱۹. اثر دمای مذاب بر روی درصد میزان آخال ها و جدایش در خط مرکز [۳۶].

است که طی آن، افزایش میزان آخال‌ها در فوق‌گدازهای کم یا زیاد فرایند فوق، اثبات می‌شود. بنابراین، نگره داشتن دمای مذاب درون تاندیش در یک محدوده دمایی بسیار باریک، نزدیک به دمای بهینه، بسیار حائز اهمیت است. شرکت‌های زیادی بر روی گرم کردن مذاب درون تاندیش با استفاده از روش القایی یا پلاسما فعالیت نموده‌اند. این روش‌ها قادر هستند دمای مذاب تاندیش را در یک محدوده‌ی دمایی بسیار باریک، نگه دارند.

همانطور که در شکل ۱۹ نشان داده شده است، کیفیت فولاد تا حد زیادی به میزان فوق‌گداز^۱ بستگی دارد [۳۶]. اثر دمای فولاد مذاب درون تاندیش بر روی درصد حضور آخال‌ها و درصد جدایش خط مرکزی^۲ در شکل ۱۹ نشان داده شده است. همچنین، ماتسوموتو و همکارانش^۳ [۳۷]، تأثیر فوق‌گداز مذاب درون تاندیش را بر روی درصد آخال‌ها در یک اسلب ریخته‌گری شده مطالعه کردند. نتایج این تحقیق در شکل ۲۰ نشان داده شده



شکل ۲۰. تأثیر فوق‌گداز مذاب درون تاندیش بر روی درصد وجود آخال در اسلب ریخته‌گری شده [۳۷].

1. Superheat
2. Centerline Segregation
3. Matsomoto et al

بزرگ می‌باشند (مطابق با شکل ۲۱). آن‌ها همچنین، متوجه شدند تعداد آخال‌ها در اسلب‌های ریخته‌گری شده در طول تعویض پاتیل، کاهش می‌یابد و لذا تمیزی فولاد تا حد زیادی بهبود و افزایش پیدا می‌کند.

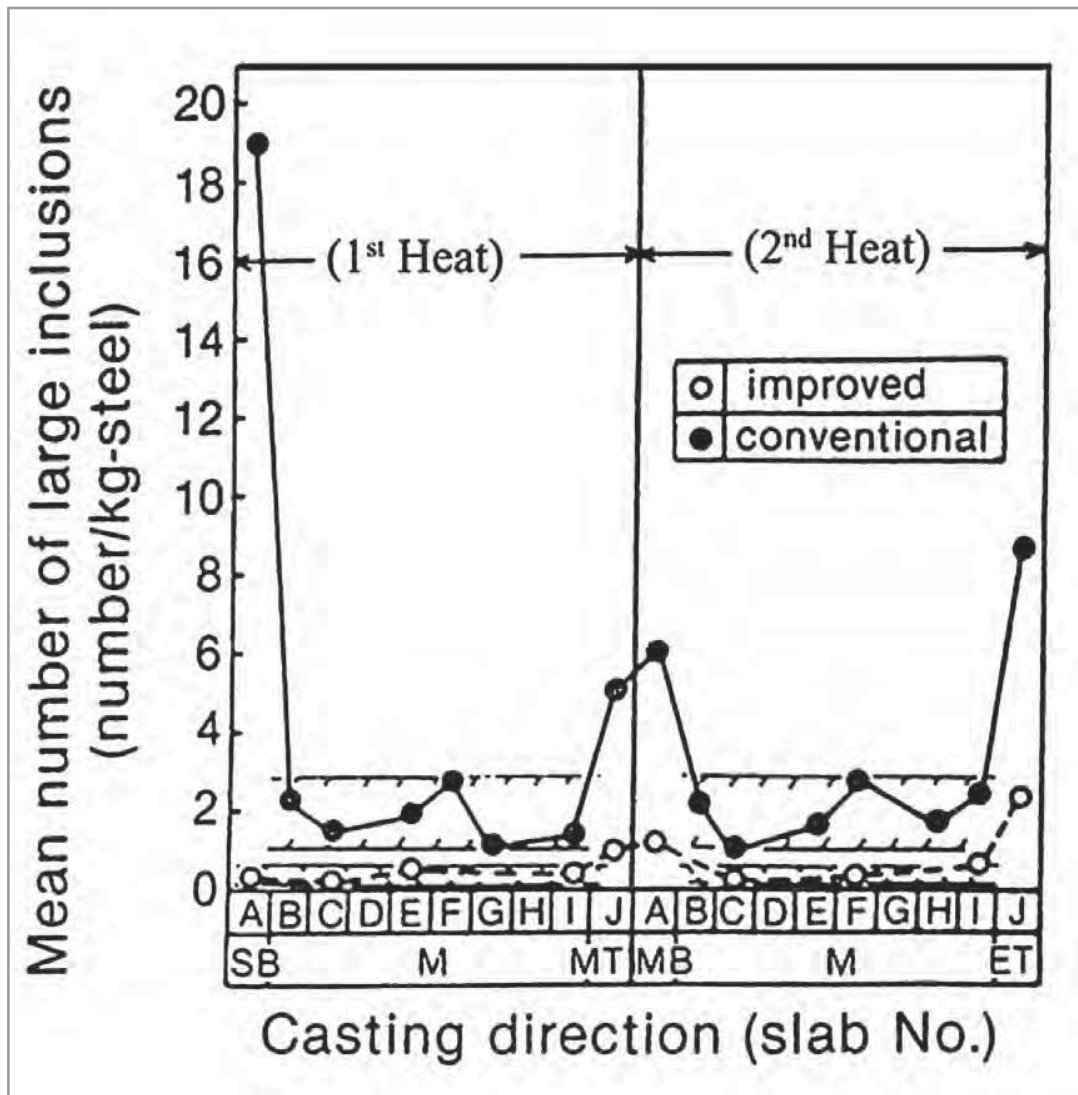
۹- بازیابی یک تاندیش گرم

گاهی اوقات پس از اتمام یک دوره فرایند ریخته‌گری پیوسته، حذف باقیمانده‌ی سربراره و مذاب^۳ از تاندیش، موجب وارد شدن خسارت به پوشش نسوز داخلی می‌شود. این تعمیر پوشش تاندیش بسیار هزینه‌بر است و از لحاظ صنعت دیرگداز، یک مقوله‌ی پر زحمت به حساب می‌آید. بنابراین بسیاری از کارخانه‌های فولاد به خصوص در ژاپن، فرایند بازیابی تاندیش را اتخاذ نموده‌اند که پیش‌تاز این شرکت‌ها، شرکت کوبه استیل^۴ می‌باشد [۳۹].

در این فرایند، بلافاصله بعد از دوره‌ی ریخته‌گری پیوسته و هنگامی که تاندیش کج شده تا مقدار سربراره و مذاب باقیمانده‌ی داخل آن خارج شود و نازل قدیمی با یک نازل جدید (پیش گرم شده) به

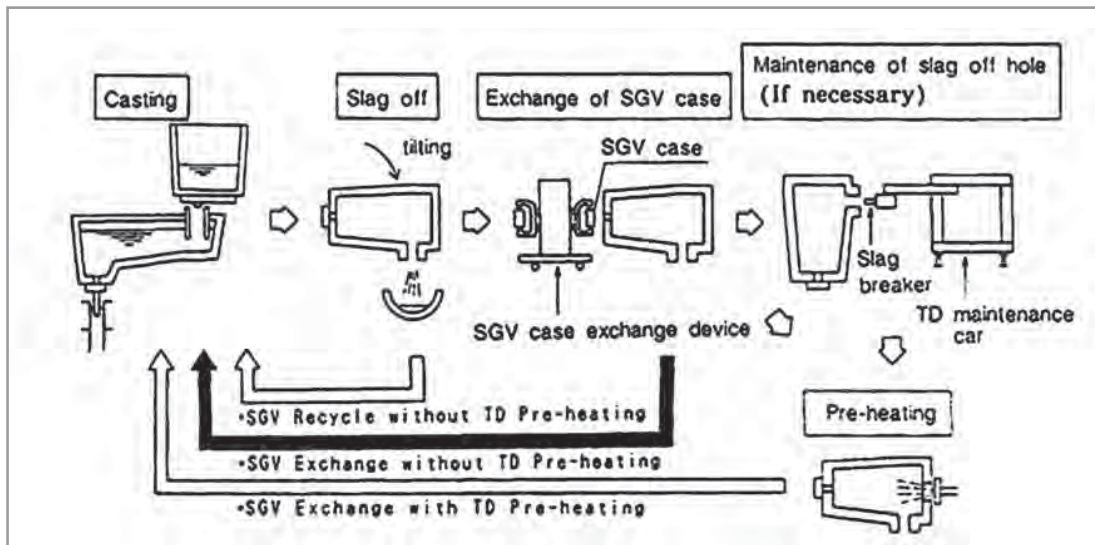
۸- اثر اضافه کردن کلسیم

اضافه کردن کلسیم به تاندیش و یا پاتیل، توسط کارخانه‌های متعددی تاکنون انجام گرفته و نتایج امیدوارکننده‌ای نیز به همراه داشته است. کلسیم باعث استحاله‌ی خوشه‌های آخال آلومینایی بزرگ به آلومینات کلسیم می‌شود. آلومینات کلسیم پس از انجماد و در طول فرایند نورد گرم و سرد بعد از انجماد، دچار ازدیاد طول شده و تکه تکه و به اندازه‌ی کوچک‌تر تبدیل می‌شود که در این حالت خواص فولاد، خیلی تحت تأثیر قرار نمی‌گیرد. این آخال‌های مذاب، بسته به حالت فازی خود، ممکن است سبب کاهش گرفتگی دهانه‌ی نازل و جلوگیری از بسته شدن آن شود و در نتیجه، موجب حفظ جریان مذاب گردد. همچنین، کلسیم باعث بهبود خواص مکانیکی فولاد می‌شود. برای مثال یوشی و همکارانش^۱ [۳۸] در کارخانه‌ی فولاد کاواساکی^۲ متوجه شدند که فولادهای کلسیم‌دار (تنها با اضافه کردن PPM50 کلسیم) حاوی تعداد کمتری آخال از جنس سولفید منگنز و آخال‌های اکسیدی



شکل ۲۱. تأثیر حضور کلسیم بر روی آخال‌های بزرگ [۳۸].

1. Yoshi et al
2. Kawasaki et al
3. Skull
4. KOBE Steel



شکل ۲۲. عملیات بازیافت تاندیش گرم (SGV: شیر دریچه کشویی و TD: تاندیش) [۳۹].

همانطور که در شکل ۲۲ نشان داده شده است، ممکن است تاندیش بعد از عملیات ریخته‌گری و خالی شدن مذاب و سرباره، مجدداً مورد استفاده قرار گیرد و یا آن که دوباره بعد از تغییر شیر دریچه کشویی، مورد استفاده یا مورد تعمیر قرار گرفته و قبل از شروع مرحله‌ی بعدی پیش‌گرم شود. فرایند معمولی برای آماده‌سازی یک تاندیش ممکن است تا ۸ ساعت زمان ببرد؛ این در حالی است که با استفاده از فرایند بازیابی گرم تاندیش، این مدت زمان تا ۲۵ دقیقه و هزینه‌ها تا ۹۰ درصد کاهش می‌یابد.

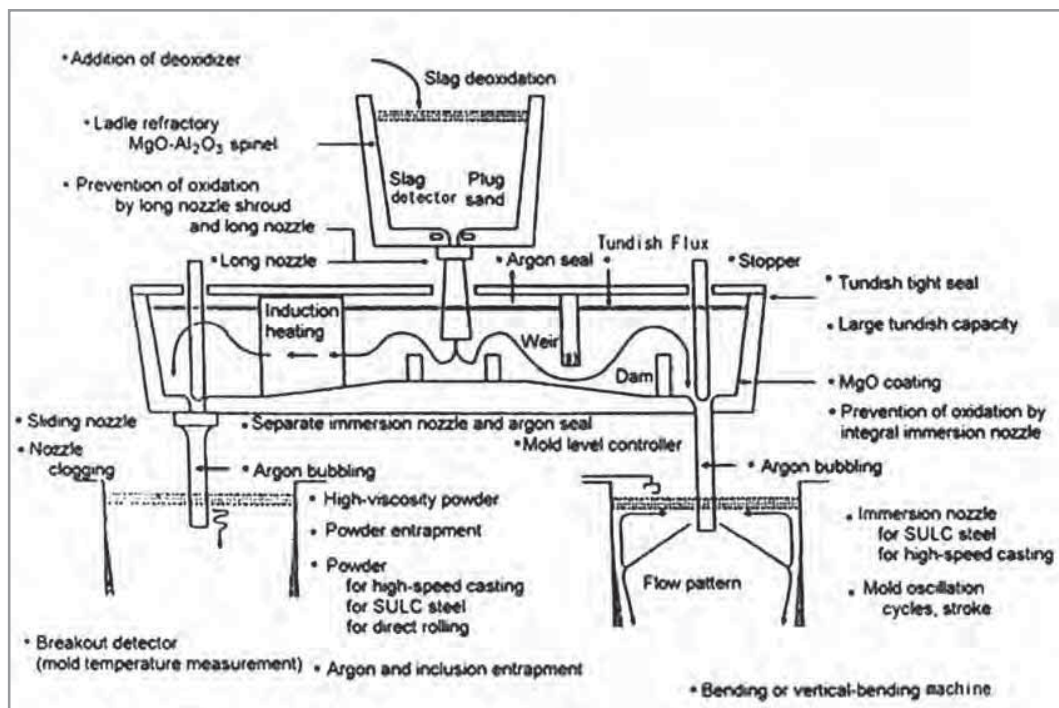
صورت اتوماتیک جایگزین شود، در این فاصله شیر دریچه‌ی کشویی نیز تعمیر شده و دیرگدازهای آسیب دیده تعمیر و جایگزین می‌شوند. در نهایت، تاندیش قبل از شروع سیکل ریخته‌گری جدید، تا دمای مطلوب پیش‌گرم می‌شود. در عملیات بازیافت تاندیش گرم، انجام دادن تمامی مراحل بالا ضروری نمی‌باشد. به طور کلی، مرحله‌ی پیش‌گرم کردن از اکسید شدن هر نوع فلز باقیمانده در تاندیش، که یکی از علل اصلی تشکیل آخال‌های غیرفلزی در مراحل بعدی است، جلوگیری می‌نماید. بنابراین، تعمیرات دیرگدازها زمانی صورت می‌گیرد که کاملاً ضروری باشند.



سطح مذاب توسط سرباره‌ی تاندیش، پوشش داده شده است. مدت زمان حضور مذاب با توجه به افزایش ظرفیت تاندیش و به کارگیری تجهیزات کنترل سیال، افزایش می‌یابد. بسترهای ریزش مذاب و سدها نیز باعث ایجاد یک جریان سطحی می‌شوند که به شناور شدن آخال‌ها، کمک می‌کند. گرمایش القائی تاندیش ممکن است برای اصلاح دمای ذوب به کار گرفته شود. دمیدن حباب‌های آرگون درون تاندیش باعث جلوگیری از مسدود شدن دریچه‌ی نازل، حین ورود مذاب به قالب می‌گردد. نسوز داخلی تاندیش توسط یک لایه‌ی دیرگداز منیزیایی با کیفیت بسیار بالا، پوشش داده شده است. همانطور که ملاحظه می‌شود، این سیستم برای تولید فولادهای با کیفیت بالای فوق کم کربن^۳ استفاده می‌گردد. به طور کلی، ممکن است تمامی تجهیزات و رویکردهای

۱۰- سیستم ریخته‌گری پیوسته برای ریخته‌گری فولادهای با کیفیت بالا

شکل ۲۳ نتایج حاصل شده از مطالعات اوکیموری و همکارانش^۱ [۴۰] را در مورد سیستم ریخته‌گری پیوسته و یا به عبارات دیگر پاتیل، تاندیش و قالب، نشان می‌دهد. هر کدام از این مراحل، دارای تجهیزات و رویکردی خاص جهت فرایند ریخته‌گری فولادهای بسیار تمیز^۲ می‌باشد. مشاهده می‌شود که انتقال مذاب از پاتیل به تاندیش دارای یک شناساگر سرباره و اکسید است. همچنین، با استفاده از نازل‌های طویل محافظت شده با آرگون، از اکسید شدن مذاب و ورود این اکسیدها به نازل، جلوگیری به عمل می‌آید. تاندیش دارای یک درپوش مستحکم کاملاً آب‌بندی شده می‌باشد و با گاز آرگون محافظت شده است. از طرفی، کل



شکل ۲۳. سیستم ریخته‌گری پیوسته با تمامی تجهیزات و رویکردها جهت تولید فولاد ریخته‌گری شده با کیفیت بالا (SULC) [۴۰].



1. Okimori et al
2. Super Clean Steels
3. Super Ultra Low Carbon Steels

ذکر شده، برای یک تاندیش در یک زمان به کار گرفته نشود، اما، بسته به نوع فولاد مورد نظر و میزان کیفیت مورد انتظار، قطعا برخی از موارد فوق برای تولید مورد استفاده قرار می‌گیرند.

۱۱- تکنولوژی‌های غیر مرسوم تاندیش

با این‌که تاندیش‌های H شکل دارای تکنولوژی مدرن نمی‌باشند، اما در نوع خود کاملا منحصر به فردند. معمولا عملکرد تاندیش‌ها، بیشتر بر روی جلوگیری از تشکیل ماکروآخال‌های متأثر از عوامل بیرونی ناشی از فرایند اکسیداسیون مجدد و امولسیون سرباره (به ویژه در طول دوره‌ی گذار عملیات) متمرکز بوده است. این عملکرد به وسیله‌ی روش‌های زیر بهبود می‌یابد:

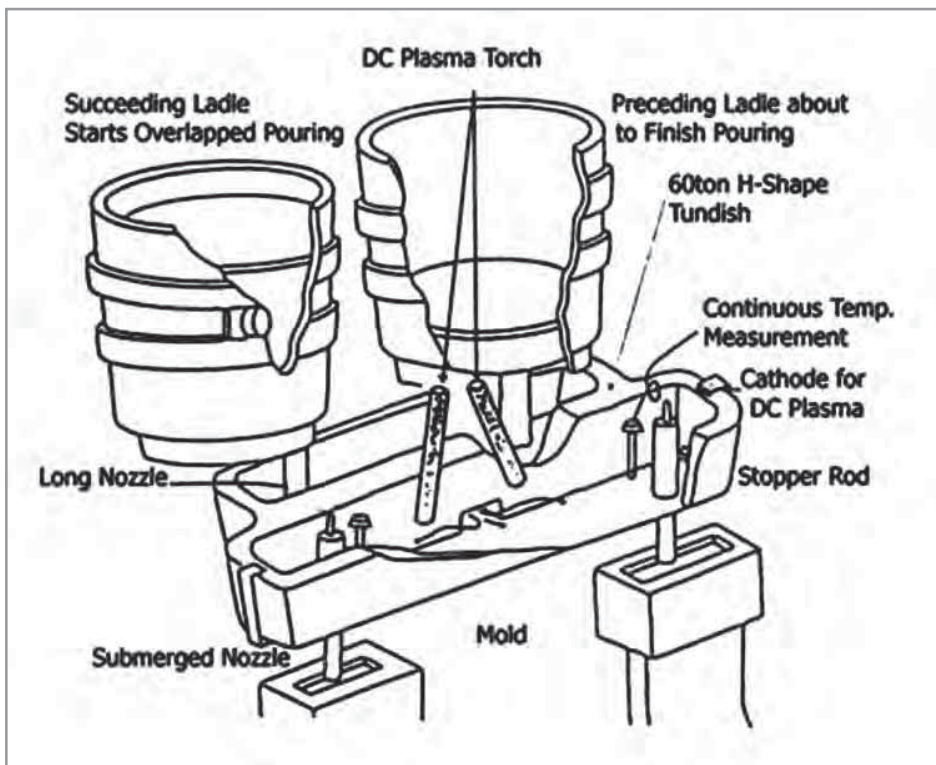
الف) جداسازی بخش‌های ورودی و خروجی تاندیش به وسیله‌ی دیواره‌ی دیرگداز و اتصال این بخش‌ها از طریق تونلی که در کف

دیواره، جای گرفته است.

ب) هم‌پوشانی ذوب‌ریزی از یک پاتیل قبلی با ذوب پاتیل جدید از طریق یک نازل طویل، بدون این‌که عمق بستر ریزش مذاب درون تاندیش در طول تعویض پاتیل تغییر نماید.

همانطور که در شکل مشخص است، تاندیش‌های H شکل توسط کیمورا و همکارانش^۱ [۴۱]، در ادامه به گرم‌کننده‌های پلاسمایی قوسی DC مجهز شدند. در شکل ۲۴، استفاده از همین روش برای تولید ورق‌های فولادی کشش عمیق و مورد استفاده در پوشش‌های اتوکاری که در راستای افزایش تقاضا و تولید این نوع فولادهای تمیز بوده است، قابل مشاهده می‌باشد.

گرم‌کننده‌های پلاسمایی DC، کنترل دمای مذاب درون تاندیش را حتی هنگام تعویض پاتیل با دقت ± 5 درجه‌ی سانتیگراد ممکن می‌سازد. این امر به نوبه‌ی خود باعث کاهش گرفتگی تاندیش و



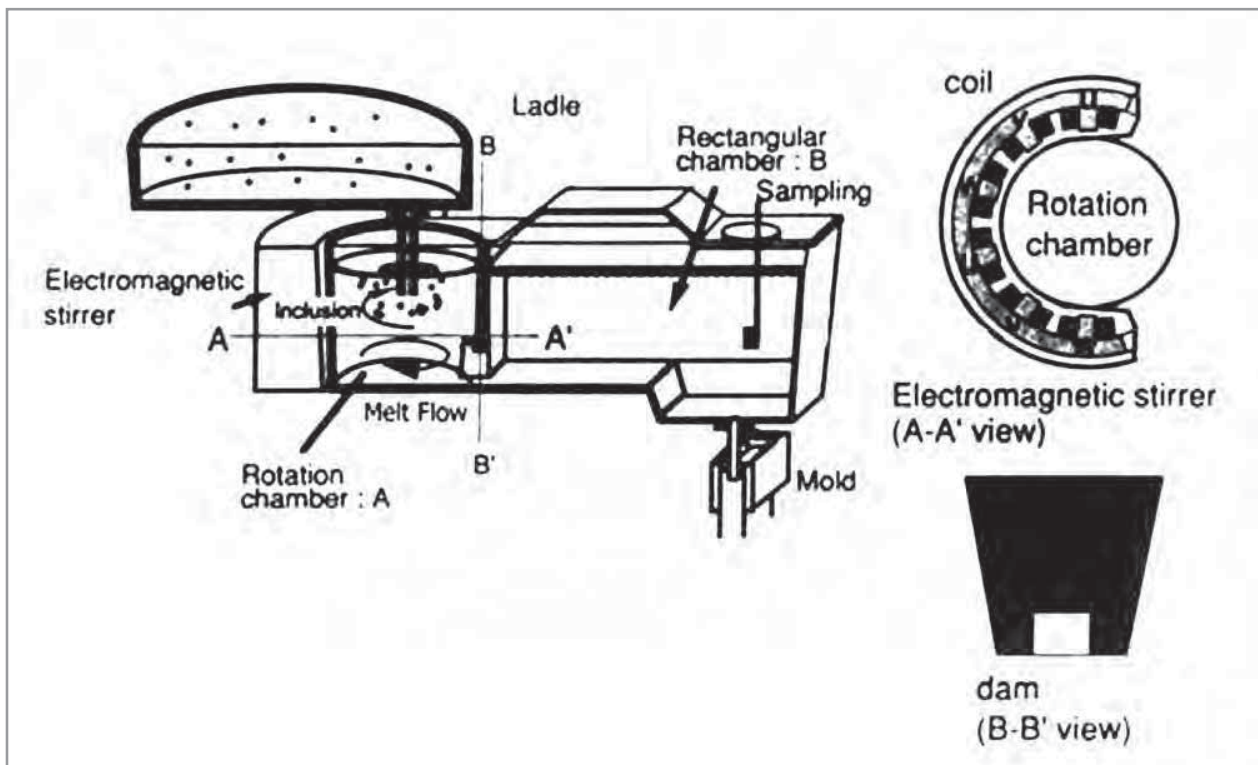
شکل ۲۴. تصویر نمادین تاندیش H شکل ۶۵ تنی با دو ترانس DC 35/2 مگاواتی و مشعل پلاسمایی Ar-N₂ که در بخش خروجی نصب گردیده است [۴۱].



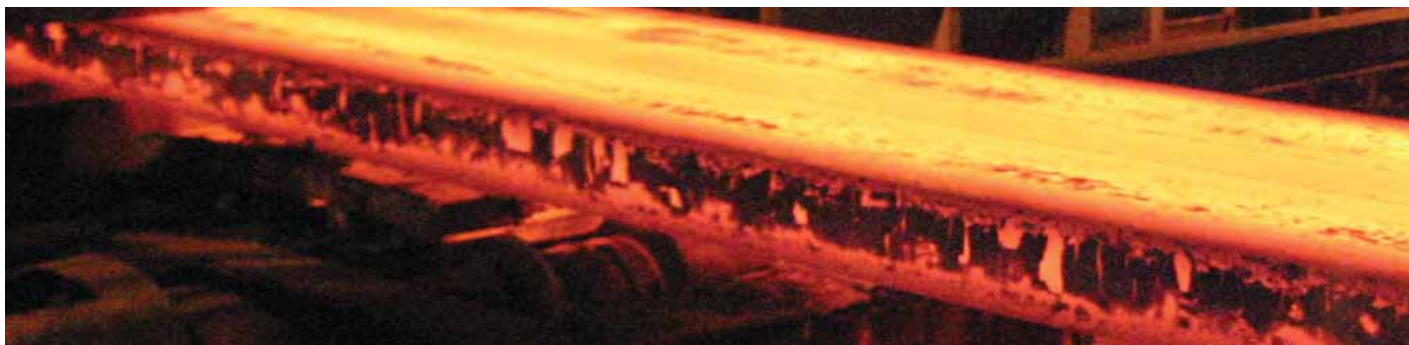
۷ تنی برای چرخش مذاب و یک محفظه خروجی ۲۳ تنی مستطیلی شکل بوده است. طراحی این تاندیش توسط میکی و همکارانش^۱ [۴۲] صورت گرفت که در شکل ۲۵، قابل مشاهده است. مذاب فولاد زنگ نزن کشته شده به وسیله آلومینیوم و با مذاب فولاد حاوی مقادیر بالای کربن (۵۴۵C)، از یک پاتیل ۱۸۰ تنی به محفظه‌ی گریز از مرکز ریخته شد. این چرخش، ناشی از وجود یک همزن الکترومغناطیسی نیم‌استوانه است که به بخش خارجی محفظه متصل می‌باشد و باعث ایجاد یک میدان مغناطیسی قوی توسط یک موتور خطی می‌شود. این دو محفظه از طریق یک سوراخ در کف، به یکدیگر متصل‌اند. داده‌های تولید نشان داد که میزان ماکروآخال‌ها، در طول تعویض پاتیل مذاب فولاد زنگ نزن کشته شده به وسیله آلومینیوم و تحت فرایند^۲ VOD قرار گرفته (SUS430)، با چرخش مذاب درون تاندیش با

شیر دریچه‌ی کشویی می‌گردد. کیفیت فولاد ریخته شده در این حالت به مراتب بهتر از کیفیت فولادهایی است که با روش سنتی ریخته می‌شوند.

در تاندیش‌های گریز از مرکز، فولاد مذاب در بخش اول تاندیش از طریق اعمال یک میدان مغناطیسی می‌چرخد. این نیروی گریز از مرکز باعث جدا شدن آخال‌ها از فولاد مذاب می‌گردد. کارخانه‌ی Kawasaki Steel Corporation (JFE Steel) برای اولین مرتبه از این روش برای تولید فولادهای با کیفیت بالای خود استفاده کرده است. این شرکت در ابتدای امر، از تاندیش گریز از مرکز ۱۰ تنی برای تأیید نتایج تاندیش آزمایشگاهی ۶۰۰ کیلوگرمی خود استفاده نمود که پس از موفقیت‌آمیز بودن نتایج، از یک تاندیش گریز از مرکز ۳۰ تنی بهره برد. این تاندیش گریز از مرکز ۳۰ تنی شامل یک محفظه ورودی



شکل ۲۵. تصویر نمادین یک تاندیش گریز از مرکز ۳۰ تنی با یک همزن مغناطیسی قوی نیم‌استوانه‌ای نصب شده بر روی محفظه ۷ تنی گریز از مرکز [۴۲].





سرعت ۴۵ دور بر دقیقه تا ۵۰ درصد کاهش یافته است. توصیه‌ی آلکس مک‌لین^۱ به صنایع فولاد در همین زمینه را می‌توان یادآوری نمود که اگر تاندیش به درستی مورد استفاده قرار نگیرد و جریان داخل آن اغتشاشی باشد، می‌تواند به جای پالایش، خود منبع و عامل وارد کردن آلودگی به ترکیب فولاد باشد [۴۳].

۱۲- نتیجه‌گیری

بعضی از جنبه‌های مهم تکنولوژی تاندیش برای افزایش و کنترل کیفیت فولاد ریخته‌شده‌ی تمیز، در این مقاله ارائه گردید. از مهم‌ترین این موارد می‌توان به جنبه‌های زیر اشاره نمود:

- باید از وقوع فرایند اکسیداسیون مجدد مذاب توسط اکسیژن موجود در هوا یا سربراه‌ی اکسیدی، حین عبور مذاب از تاندیش به قالب، جلوگیری نمود و یا آن را به حداقل رسانید.
- جریان مذاب از پاتیل به تاندیش باید درون یک نازل طویل یا لوله‌ی محصور سرامیکی با تزریق همزمان گاز آرگون صورت گیرد.
- انتقال سربراه از پاتیل به تاندیش و از تاندیش به قالب باید با به

کارگیری تکنولوژی‌های حساس به سربراه، به حداقل برسد.

- جهت بهبود کیفیت در فرایند تولید، باید تاندیش بزرگ‌تر و عمیق‌تر (با ظرفیت بیشتر)، با سطح پوشیده شده توسط درپوش که دارای اتمسفر آرگون محافظ و فلاکس تاندیش بر روی سطح مذاب است، مورد استفاده قرار گیرد.

- اضافه کردن کلسیم به ترکیب در بهبود رفتار و شکل‌گیری آخال تأثیر مثبتی دارد.

- استفاده از تجهیزات کنترل سیال، بسته به شرایط و کیفیت مورد انتظار می‌تواند، سیالیت مذاب را بهبود بخشد.

- کنترل دمای مذاب به وسیله‌ی گرمایش القائی یا پلاسمایی باعث تولید یک فولاد با کیفیت بالا خواهد شد.

- باز یافت تاندیش گرم، باعث کاهش در هزینه‌ها و انرژی و افزایش عمر دیرگداز و کیفیت نهایی محصول تولید شده، خواهد شد.

- تاندیش‌های H شکل و تاندیش‌های گریز از مرکز، دو مورد از تکنولوژی‌های مدرن برای ریخته‌گری فولادهای با کیفیت بالا می‌باشد.





- [1] Y Sahai and T Emi: Tundish Technology for Clean Steel Production, World Scientific Publishers, Hackensack, 2008.
- [2] L.F. Zhang and B.G. Thomas: ISIJ Int., 2003, vol. 45, pp. 271–91.
- [3] T. Ohno, T. Ohashi, H. Matsunaga et al.: Trans. ISIJ, 1975, vol. 15, pp. 407–16.
- [4] Y. Shirota: Nishiyama Kinen Kouza, NMS-ISIJ, 1990, 143–144, p. 167.
- [5] E. Julius: Stahl u. Eisen, 1987, vol. 107, pp. 397–402.
- [6] A. Sato, H. Nakajima, T. Sakane et al.: CAMP-ISIJ, 1991, vol. 4, p. 1293.
- [7] Y. Tozaki, T. Hirata, A. Satoh, K. Sekino, et al.: Steelmaking Conference Proceedings, ISS AIME, 1993, pp. 377–82.
- [8] T. Ishikura, T. Saito, T. Yasui, K. Matsuo, et al.: 9th PTD Conference Proceedings, ISS AIME, 1990, pp. 115–21.
- [9] K.-H. Tacke and J.C. Ludwig: Steel Res., 1987, vol. 58, pp. 262–70.
- [10] A.K. Sinha: Ph.D. Thesis, The Ohio State University, USA, 1990.
- [11] F. Kemeny, D.J. Harris, A. McLean, et al.: 2nd Process Technology Conference, ISS-AIME, 1981, pp. 232–45.
- [12] D.J. Harris and J.D. Young: Steelmaking Conference Proceedings, ISS-AIME, 1982, 65, pp. 3–16.
- [13] J. Knoepke and J. Mastervich: Steelmaking Conference Proceedings, ISS-AIME, 1986, vol. 69, pp. 777–88.
- [14] M. Schmidt, T.J. Rosso, and D.J. Bederka: Steelmaking Conference Proceedings, ISS-AIME, 1990, vol. 73, pp. 451–60.
- [15] M.L. Lowry and Y. Sahai: Steelmaking Proceedings. I.S.S. Publication, 1989, vol. 72, pp. 71–79.
- [16] J.D. Dorricott, L.J. Heaslip, and P.J. Hoagland: Tundish Metallurgy, ISS-AIME Publication, II, 1991, pp. 71–76.
- [17] T. Emi and Y. Habu: Proc. Phys. Chem. and Steelmaking, S.F.M., IRSID, ATS, 1978, pp. 126–31.
- [18] H. Nakajima, F. Sebo, S. Tanaka et al.: Steelmaking Conference Proceedings, ISS-AIME, 1986, vol. 69, pp. 705–16.
- [19] D. Majumdar and R.I.L. Guthrie: ISIJ Int., 1999, vol. 39, pp. 524–47.
- [20] K. Chattopadhyay, I. Mihaila, and R.I.L. Guthrie: ISIJ Int., 2010, vol. 50, pp. 331–48.
- [21] D. Bolger and K. Saylor: Steelmaking Conference Proceedings, ISS-AIME, 1994, 77, pp. 225–33.
- [22] K. Morales-Higa, R.I.L. Guthrie, and M. Isac: Metall. Mater. Trans. B, 2013, vol. 44, pp. 63–79.
- [23] A. Mukhopadhyay, H.L. Gilles, and B. Kocatumul: Electric Furnace Conference, I.S.S. Publication, 2002, vol. 60, pp. 343–51.
- [24] H.J. Odenthal, R. Bolling, and H. Pfeifer: Steel Res. Int., 2003, vol. 74, p. 44.
- [25] K. Chattopadhyay, M. Isac, and R.I.L. Guthrie: ISIJ Int., 2011, vol. 51, pp. 573–80.
- [26] H. Solhed, L. Jonsson, and P. Jonsson: Metall. Mater. Trans. B, 2002, vol. 33B, pp. 173–85.
- [27] H. Solhed, L. Jonsson, and P. Jonsson: Steel Res. Int., 2008, vol. 79, pp. 348–57.
- [28] H. Yamanaka, T. Terajima, K. Nakada, T. Koshikawa, N. Ueda, and Y. Yoshii: Tetsu-to-Hagane, 1983, vol. 69, p. S213.
- [29] C. Marique, A. Dony, and P. Nyssen: Steelmaking Conference Proceedings, ISS-AIME, 1990, vol. 73, 461–67.
- [30] T. Saeki, H. Tsubakihara, A. Kusano, K. Umezawa, and I. Suzuki: Tetsu-to-Hagane, 1987, vol. 73, pp. A207–10.
- [31] M. Hanmyo, M. Ishikawa, Y. Ogura, S. Matsumura, S. Miyahara, and Y. Okubo: Tetsu-to-Hagane, 1987, vol. 73, pp. A215–18.
- [32] A. Ramos-Banderas, R.D. Morales, L. Garcia-Demecies, and M. Diaz-Cruz: ISIJ Int., 2003, vol. 43, pp. 653–62.
- [33] S. Garcia-Hernandez, J. de J. Barreto, J.A. Ramos-Banderas, and G. Solorio-Diaz: Steel Research International, 2010, vol. 81, pp.453–60.
- [34] T.J. Russo and R.M. Phillippi: Steelmaking Conference Proceedings, 1990, vol. 73, pp. 237–46.
- [35] S. Chakraborty and Y. Sahai: Metall. Trans. B, 1992, vol. 23B, pp. 152–67.
- [36] I. Suzuki, S. Noguchi, Y. Kashiwakura, et al.: Steelmaking Conference Proceedings, 1988, vol. 71, pp. 125–31.
- [37] K. Matsumoto, Y. Hoshijima, K. Ishikura, et al.: The Sixth International Iron and Steel Congress, The Iron and Steel Institute of Japan Publication, 1990, vol. 3, pp. 222–29.
- [38] Y. Yoshii, Y. Habu, T. Emi et al.: Tetsu-to-Hagane, 1978, vol. 64, p. S626.
- [39] M. Maeda, T. Saito, K. Ebato et al.: CAMP-ISIJ, 1990, vol. 3, p. 199.
- [40] M. Okimori: Nippon Steel Technical Report, 1996, No. 361, pp.67–76.
- [41] H. Kimura, A. Uehara, M. Mori, et al.: Shin-Nittetsu Giho (Nippon Steel Corp. Techn. Report, in Japanese), 1994, vol. 351, pp. 21–6.
- [42] Y. Miki, H. Shibata, N. Bessho et al.: Tetsu-to-Hagane, 2000, vol. 86, pp. 239–46.
- [43] A. McLean: 71st Steelmaking Conference, Toronto, Canada, 17–20 April 1988, pp. 3–23.

روش شناختی توسعه مدل آنیل تک بار محصولات فولادی طراحی فرایند آنیل محصولات تخت فولادی جدید در شرکت فولاد مبارکه

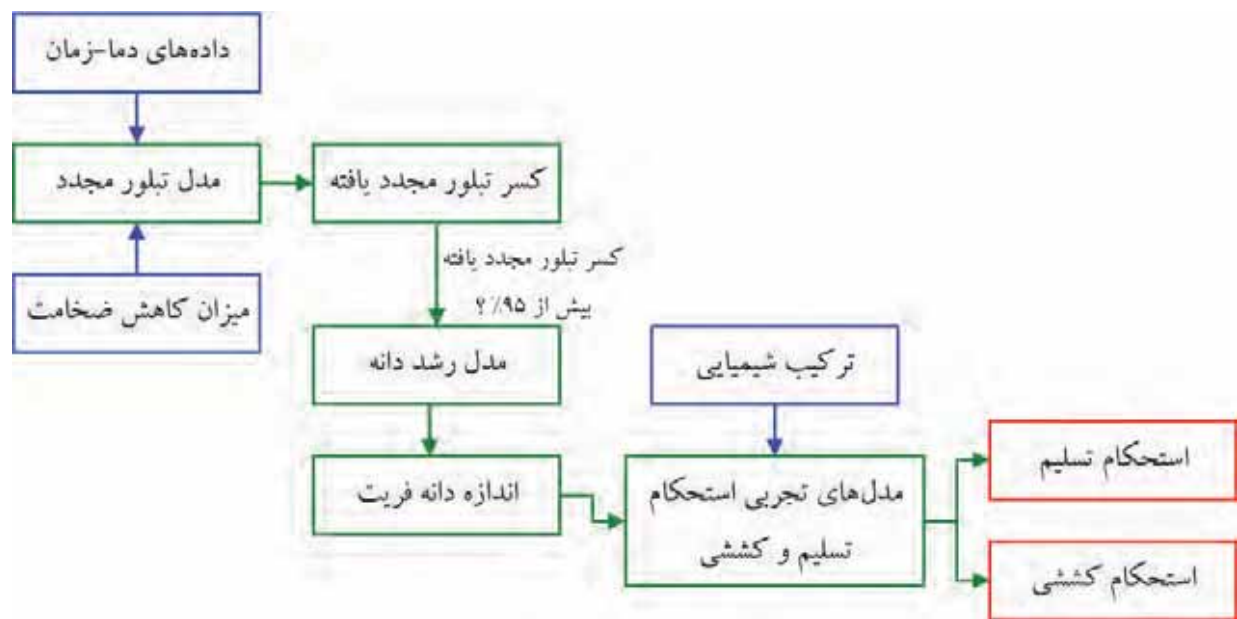
تحقیق و توسعه شرکت فولاد مبارکه



چکیده

است. نتایج مطالعه نشان می‌دهد که با تهیه مدل‌های مناسب برای فرایندهای انجام شده در حین عملیات آنیل تک بار، می‌توان امکان‌پذیری تولید یک محصول جدید را با استفاده از تجهیزات موجود مورد ارزیابی قرار داد. همچنین، مطالعه‌ی نمونه‌ی پژوهشی نشان می‌دهد که می‌توان با استفاده از روش شناختی مشابه، امکان‌پذیری تولید محصولات در سایر فرایندها (مانند نورد داغ) را نیز ارزیابی کرد.

روش شناختی پژوهش، راهی برای حل سیستماتیک مسائل پژوهشی می‌باشد. روش شناختی شامل مجموعه روش‌ها و قوانین حاکم بر کل پژوهش است. مطالعه‌ی روش شناختی به کار رفته در هر مسأله‌ی پژوهشی، می‌تواند الگوی مناسبی برای پژوهش در زمینه‌های مشابه فراهم آورد. در پژوهش حاضر، فرایند پژوهش در یک نمونه‌ی پژوهشی موفق به منظور توسعه‌ی یک مدل آنیل تک بار برای محصولات فولادی، مورد مطالعه و بررسی قرار گرفته



شکل ۱. ساختار مورد استفاده در توسعه‌ی مدل آنیل تک‌بار برای محصولات فولادی.

۱- مقدمه

از این روش‌ها را در مسائل پژوهشی فرا می‌گیرند. مطالعه‌ی روش‌شناسی پژوهش، آموزش‌های لازم در زمینه‌ی انتخاب روش‌ها، مواد و ابزارهای علمی متناسب با مسأله‌ی پژوهشی را فراهم می‌آورد. بنابراین، مطالعه‌ی روش‌ها و روش‌شناسی بکار رفته در هر مسأله‌ی پژوهشی، به درک عمیق‌تر پژوهشگران از مسائل پژوهشی، کمک فراوانی می‌کند [۲].

در پژوهش حاضر، فرایند پژوهش در یک نمونه‌ی موفق کار پژوهشی، به منظور دستیابی به یک الگوی کلی و مناسب برای توسعه مدل آنیل تک‌بار^۲ محصولات فولادی، مورد بررسی و مطالعه قرار می‌گیرد. نمونه‌ی کار پژوهشی مورد مطالعه توسط شرکت CSM و به سفارش شرکت فولاد مبارکه و با هدف ارزیابی امکان‌پذیری تولید محصولات فولادی میکروآلیاژی نیوبیوم‌دار در واحد آنیل شرکت فولاد مبارکه، انجام پذیرفته است.

۲- ساختار مدل

از آنجا که در فرایند آنیل تک‌بار محصولات فولادی، دو فرایند تبلور مجدد استاتیکی و رشد دانه رخ می‌دهد، توسعه‌ی مدل‌هایی برای فرایندهای مذکور ضروری است. همچنین، به منظور تعیین ویژگی‌های مکانیکی محصول تولیدی می‌توان از مدل‌های تجربی پیش‌بینی ویژگی‌های مکانیکی محصولات فولادی استفاده نمود. با اعمال ترکیب شیمیایی، میزان کاهش ضخامت در مرحله‌ی نورد سرد و سیکل حرارتی آنیل تک‌بار به مدل‌های ارائه شده، می‌توان ویژگی‌های مکانیکی محصول تولیدی را پیش‌بینی نمود. در صورتی که ویژگی‌های مکانیکی به دست آمده در دامنه‌ی استاندارد محصول قرار گیرد، امکان تولید محصول مورد نظر با استفاده از تجهیزات موجود، امکان‌پذیر است. به منظور توسعه‌ی مدل آنیل تک بار برای محصولات فولادی، می‌توان از ساختاری

روش‌های پژوهش^۱ به کلیه روش‌هایی که پژوهشگران به منظور انجام کارهای پژوهشی بکار می‌گیرند، اطلاق می‌شود. به طور کلی روش‌های پژوهش به سه دسته تقسیم‌بندی می‌شوند: ۱- روش‌های مربوط به گردآوری داده‌ها، ۲- روش‌های آماری به منظور برقراری رابطه بین داده‌ها و مجهول‌ها و ۳- روش‌های ارزیابی دقت نتایج بدست آمده [۱].

در مقابل، روش‌شناسی پژوهش^۲ راهی برای حل سیستماتیک مسائل پژوهشی می‌باشد.

به عبارت دیگر، دانش مطالعه‌ی چگونگی انجام علمی پژوهش، روش‌شناسی پژوهش است. در این گونه مطالعات، گام‌های متنوع حل مسأله پژوهشی به همراه منطق بکارگیری آنها، مورد توجه قرار می‌گیرد. شناخت روش‌های پژوهش به همراه روش‌شناسی پژوهش برای پژوهشگر ضروری می‌باشد. ضروری است تا پژوهشگران علاوه بر شناخت روش‌های متنوع پژوهش، هدف و علت استفاده از هر روش، فرضیات نهفته در هر روش و ... را نیز درک کنند. تمامی این موارد بدین معناست که پژوهشگر باید برای هر مسأله، روش‌شناسی ویژه‌ای طراحی کند. بنابراین، ممکن است در دو مسأله‌ی مختلف، روش‌های مورد استفاده مشابه باشند، اما روش‌شناسی دو مسأله یکسان نباشد [۱].

به طور کلی، روش‌شناسی پژوهش در مورد علت بکارگیری یا عدم بکارگیری روش‌های مختلف در یک مسأله‌ی پژوهشی توضیح می‌دهد. در صورتی که پژوهشگر پیش از انجام عملیات پژوهش، به طور واضح و دقیق نوع تصمیم‌ها و علت انتخاب آنها را مشخص نماید، نتایج پژوهش توسط سایر پژوهشگران نیز قابل ارزیابی می‌باشد.

پژوهشگران با مطالعه‌ی روش‌های پژوهش، نحوه‌ی استفاده

1. Research Methods
2. Research Methodology
3. Batch Annealing



مشابه شکل ۱ استفاده کرد.

حاصل از مدل، درستی و دقت مدل مورد ارزیابی قرار گرفت.

۱-۲ تعیین رفتار تبلور مجدد استاتیکی فولاد حین آنیل تک بار ۱-۱-۲ آماده‌سازی نمونه‌ها

تعدادی نمونه‌ی نورد سرد شده با میزان کاهش‌های مختلف، تهیه شدند. ممکن است نمونه‌ها مستقیماً از خط نورد سرد صنعتی تهیه شوند و یا کاهش ضخامت از طریق دستگاه نورد آزمایشگاهی به نمونه‌ها اعمال شود.

۲-۱-۲ آنیل نمونه‌ها

نمونه‌ها درون یک کوره آزمایشگاهی، در دماها و زمان‌های مختلف آنیل شدند. کوره‌ی آزمایشگاهی مورد استفاده باید قابلیت کنترل به منظور دستیابی به شرایط مختلف گرمایش را داشته باشد.

۳-۱-۲ تعیین کسر تبلور مجدد یافته

با استفاده از روش سختی‌سنجی و یا مطالعه ریزساختاری، کسر تبلور مجدد یافته در هر نمونه تعیین می‌شود.

۴-۱-۲ ارایه مدل تبلور مجدد استاتیکی

با استفاده از روش‌های آماری و برازش منحنی، ضرایب مدل JMAK^[۳] تعیین گردید. با مقایسه‌ی نتایج تجربی و نتایج

۲-۲ تعیین رفتار رشد دانه فولاد حین آنیل تک بار ۱-۲-۲ تعیین زمان شروع فرایند رشد

با مطالعه‌ی ریزساختار نمونه‌هایی با شرایط دمایی و کاهش ضخامت یکسان، زمان تقریبی شروع رشد در هر دما و میزان کاهش ضخامت تعیین گردید.

۲-۲-۲ منحنی اندازه دانه-زمان

برای هر دما و کاهش ضخامت، منحنی اندازه دانه-زمان ترسیم شد.

۳-۲-۲ ارایه مدل رشد دانه

با استفاده از نتایج تجربی، ضرایب رابطه مدل زنر^[۳] تعیین گردید. با مقایسه‌ی نتایج حاصل از مدل و نتایج تجربی، صحت و دقت مدل مورد ارزیابی قرار گرفت.

۳-۲ پیش‌بینی ویژگی‌های مکانیکی فولاد پس از آنیل تک بار ۱-۳-۲ اندازه دانه فریت

با استفاده از مدل‌های تبلور مجدد و رشد دانه، اندازه دانه‌ی فریت پس از آنیل تک‌بار تعیین شد.

1. Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov
2. Zener Limited Grain Size

با استفاده از روابط تجربی پیش‌بینی استحکام کششی و تسلیم فولاد، اندازه دانه‌ی فریت و ترکیب شیمیایی فولاد، استحکام کششی و تسلیم فولاد تعیین شد.

۲-۴-۴ امکان‌پذیری تولید

در صورتی که خواص مکانیکی پیش‌بینی شده برای محصول در دامنه‌ی استاندارد قرار گیرد، تولید محصول مورد نظر با استفاده از امکانات موجود، میسر است.

۳- مطالعه‌ی موردی: امکان‌پذیری تولید فولاد میکروآلیاژی نیوبوم‌دار E۳۹۰D در شرکت فولاد مبارکه [۵]
خواص مکانیکی مطلوب برای فولاد E390D برای نمونه‌های تهیه شده از طول و پهنای ورق در جدول ۱ نشان داده شده است. همچنین، ترکیب شیمیایی واقعی فولاد E390D پس از ریخته‌گری در جدول ۲ نشان داده شده است.

۲-۳-۲ استحکام کششی و تسلیم

با توجه به اندازه دانه‌ی فریت و ترکیب شیمیایی محصول و روابط تجربی پیش‌بینی خواص مکانیکی [۴]، استحکام کششی و تسلیم محصول تعیین گردید.

۲-۴-۲ استفاده از مدل‌ها به منظور تعیین خواص مکانیکی محصول پس از آنیل تک‌بار

۱-۴-۲ تعیین سیکل گرمایی کوره‌ی آنیل تک‌بار

با مشخص کردن سیکل گرمایی کوره‌ی آنیل تک‌بار، تغییرات دمایی محصول در مدت زمان ماندگاری فولاد در کوره تعیین شد.

۲-۴-۲ تعیین اندازه دانه فریت

با استفاده از مدل‌های تبلور مجدد و رشد دانه، تغییرات اندازه دانه‌ی فریت حین عملیات آنیل تک‌بار، تعیین گردید.

۳-۴-۲ تعیین خواص مکانیکی

جدول ۱. ویژگی‌های مکانیکی مطلوب برای فولاد E390D.

Longitudinal direction.				Transvers direction			
YS(MPa) min	UTS(MPa) max	YS(MPa) min	UTS(MPa) max	YS(MPa) min	UTS(MPa) max	YS(MPa) min	UTS(MPa) max
335	425	450	520	380	450	460	530

جدول ۲. ترکیب شیمیایی فولاد E390D.

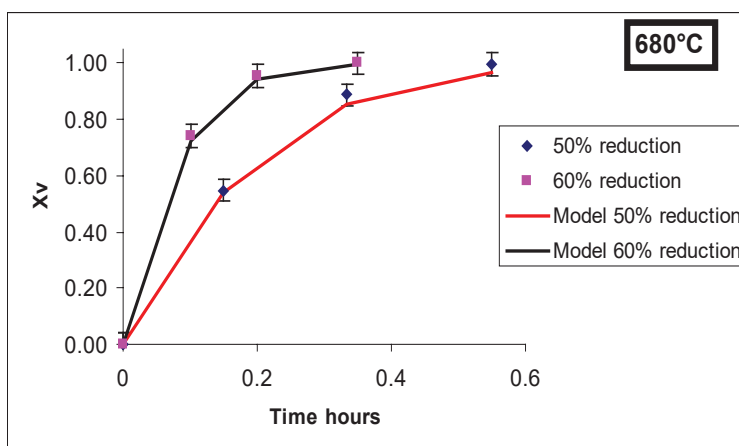
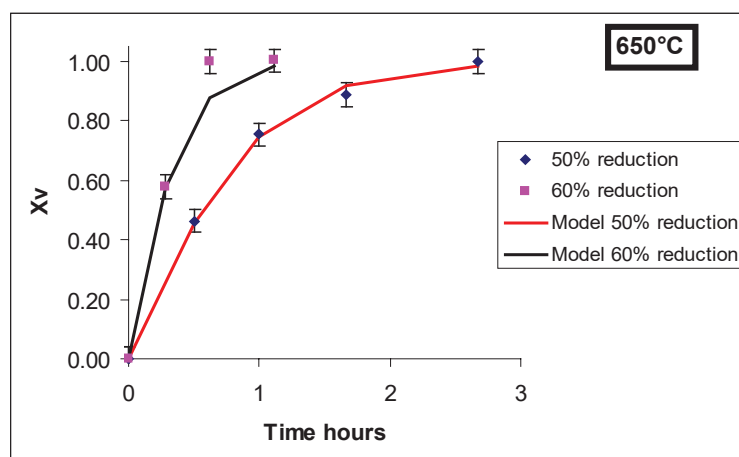
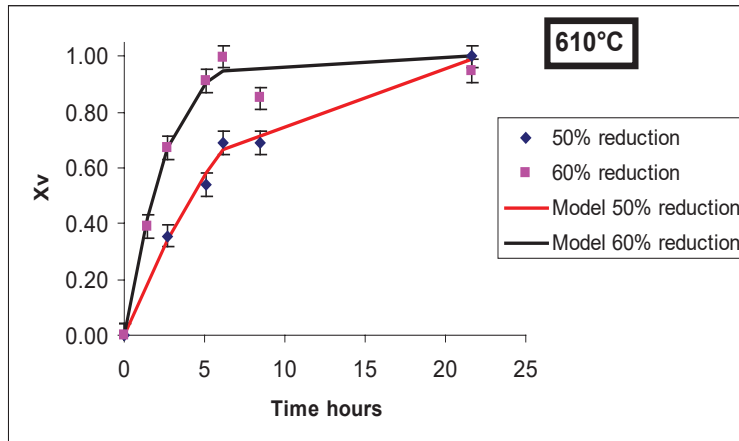
Element	C	Mn	Si	Nb	Ti
Wt. %	0.092	0.88	0.005	0.037	0.022





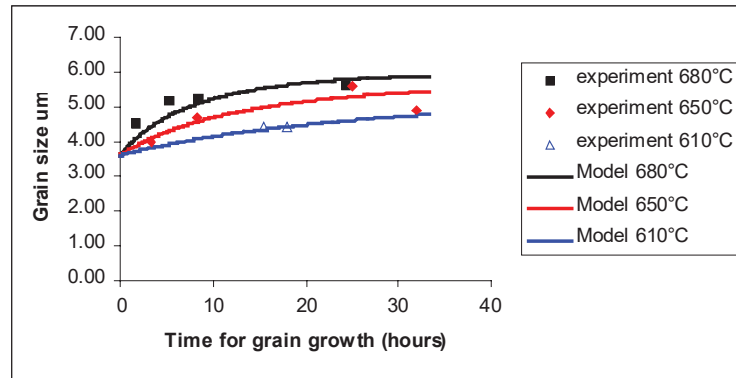
دماهای مختلف آنیل (شکل ۲) و با استفاده از مدل JMAK، رفتار تبلور مجدد فولاد E390D تعیین گردید (شکل ۳). همچنین، با استفاده از مدل رشد دانه، رفتار رشد دانه فولاد E390D نیز تعیین شد (شکل ۴). پس از مدلسازی رفتار تبلور مجدد و رشد دانه فولاد E390D،

با استفاده از دستگاه نورد آزمایشگاهی در شرکت CSM^۱ فرایند نورد داغ به منظور تولید ورقی با ضخامت ۳ میلیمتر انجام شد. پس از نورد داغ، فرایند نورد سرد آزمایشگاهی با کاهش ضخامت‌های ۵۰ و ۶۰ درصد بر روی نمونه‌ها اعمال گردید. با استفاده از یک کوره‌ی آنیل آزمایشگاهی، نمونه‌ها برای زمان‌ها و

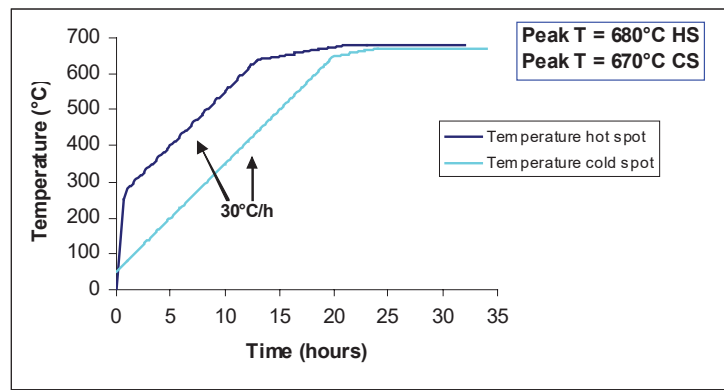


شکل ۲. رفتار تبلور مجدد فولاد E390D.

1. Features of the equipments at www.c-s-m.it



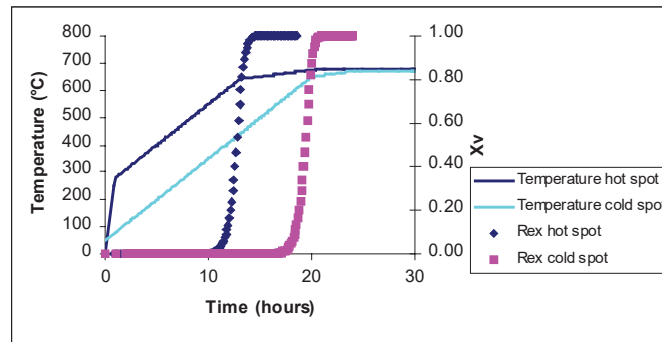
شکل ۳. رفتار رشد دانه فولاد E390D.



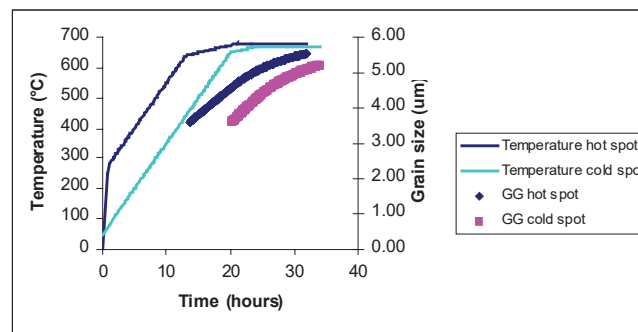
شکل ۴. شرایط واقعی آیل تک بار.



تحولات تبلور مجدد و رشد دانه در شرایط سیکل گرمایی اعمالی در شرایط واقعی آنیل تک‌بار (شکل ۴)، مورد ارزیابی قرار گرفت. در شکل‌های ۵ و ۶، وضعیت تبلور مجدد و رشد دانه برای ورق ۶۰ درصد نورد سرد شده با شرایط دمایی شکل ۴ نشان داده شده است. با توجه به شکل‌های ۵ و ۶، زمان پایان تبلور مجدد و آغاز رشد، تعیین می‌شود. همچنین، با توجه به شکل ۶، اندازه دانه‌ی نهایی فریت در پایان سیکل حرارتی تعیین می‌گردد.



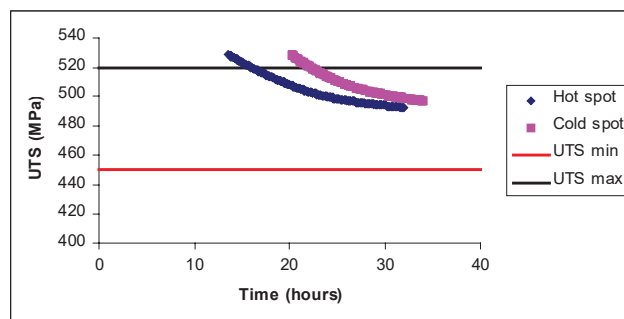
شکل ۵. وضعیت تبلور مجدد ورق ۶۰ درصد نورد سرد شده با شرایط دمایی آنیل واقعی.



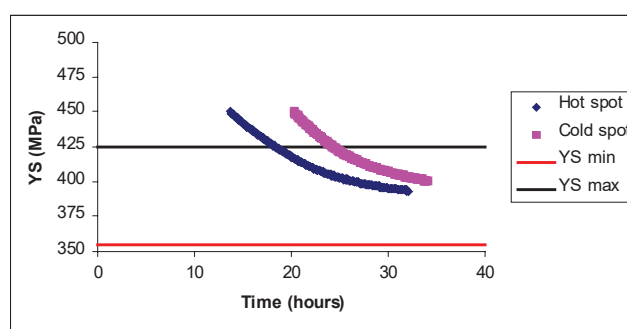
شکل ۶. وضعیت رشد دانه ورق ۶۰ درصد نورد سرد شده با شرایط دمایی آنیل واقعی.



با استفاده از روابط تجربی پیش‌بینی ویژگی‌های مکانیکی، می‌توان استحکام کششی و تسلیم حاصل را در شکل‌های ۷ و ۸ مشاهده نمود. مقایسه‌ی استحکام کششی و تسلیم مورد نیاز برای فولاد E۳۹۰D (جدول ۱) و نتایج حاصل (شکل‌های ۷ و ۸)، نشان می‌دهد که تولید فولاد E۳۹۰D با شرایط آنیل تک‌بار واقعی در شرکت فولاد مبارکه امکان‌پذیر است.



شکل ۷. استحکام کششی ورق ۶۰ درصد نورد سرد شده با شرایط دمایی آنیل واقعی.



شکل ۸. استحکام تسلیم ورق ۶۰ درصد نورد سرد شده با شرایط دمایی آنیل واقعی.

۴- نتیجه‌گیری

۱- با توسعه‌ی مدل‌هایی به منظور مدلسازی فرایندهای تبلور مجدد و رشد دانه، می‌توان به نحو موثری ویژگی‌های مکانیکی محصولات فولادی را پس از فرایند آنیل تک‌بار تعیین نمود.

۲- با استفاده از روش‌شناسی مشابه، می‌توان امکان‌پذیری تولید محصولات فولادی جدید را در فرایندهایی مانند نورد داغ نیز مطالعه و بررسی نمود.

مراجع

- [1] C. R. Kothari, Research Methodology: Methods and Techniques, Wiley Eastern, New Delhi, 2004.
- [2] J. Jonker and B. Pennink, The Essence of Research Methodology, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010.
- [3] F. J. Humphreys and M. Hatherly, Recrystallization and Related Annealing Phenomena, Elsevier Science, 1995.
- [4] M. P. PHANIRAJ, B. B. BEHERA and A. K. LAHIRI, Thermo-mechanical modeling of two phase rolling and microstructure evolution in the hot strip mill Part-II. Microstructure evolution, Journal of Materials Processing Technology (2006).
- [5] Training Courses for MSC engineers, CSM, 2010.

معرفی مدل ارزیابی کیفی فولادها (IRC-Marking)

محمد کاظم تدین
رئیس واحد پشتیبانی فنی
مشتریان
شرکت فولاد مبارکه

چکیده

قوانین، مقررات و استانداردهای کیفی برای واردات فولاد به ایران به اندازه‌ی کافی یا حداقل در مقایسه با بسیاری از کشورها، سختگیرانه و محدود کننده نمی‌باشند تا بتوانند بطور جدی و مؤثر مانع از واردات فولادهای نامرغوب به کشور گردند. راه حل این مشکل همان روشی است که سایر جوامع و کشورهای پیشرفته در جهت حمایت از مصرف‌کنندگان و شاید هم تولیدکنندگان داخلی، خود به کار می‌گیرند. به تجربه ثابت شده است که انجام نمونه‌گیری محدود از کالاهای وارداتی در مقصد، به منظور حصول اطمینان از انطباق آن‌ها با استانداردها و محدوده‌های کیفی، کافی نیست. ضروری است تا تولیدکننده (شرکت واردکننده) ملزم به اثبات و تصدیق انطباق توانمندی‌های فرایند تولید خود با الزامات کیفیتی و استانداردهای کشور واردکننده‌ی محصول گردد. مدل ارزیابی کیفی IRC-Marking به همت جمعی از متخصصین استاندارد و کیفیت در کشور طراحی و تدوین شده است تا این ساز و کارها را تعریف و تبیین نماید.

امروزه اکثر کشورهای حاضر در عرصه‌ی رقابت بین‌المللی با استفاده از مکانیزم‌ها، مفاهیم و ابزارهای کیفیتی، وضع مقررات و الزامات کیفی که گاهی سختگیرانه هستند، هم از حقوق مصرف‌کننده و هم تولیدکنندگان داخلی حمایت می‌نمایند. در این مورد می‌توان از گواهینامه‌ی CE-MARKING، که یک نوع مانع غیر تعرفه‌ای برای ورود کالاهای نامرغوب به بازارهای اتحادیه اروپا محسوب می‌شود، نام برد. این گواهینامه، از یک سو هزینه‌ی واردات به اروپا را افزایش می‌دهد و از سوی دیگر مانع ورود محصولات نامرغوب به کشورهای عضو اتحادیه اروپا می‌گردد. صادرات فولاد به بسیاری از کشورها (علیرغم این که ممکن است برای واردات تعرفه‌ای در نظر نگرفته باشند) با موانع و مشکلاتی روبه‌رو است. مقررات و استانداردهای کیفی به قدری سختگیرانه تدوین و اجرا می‌گردد که در عمل، تولیدات غیر کیفی بطور طبیعی در یک فرایند رقابتی از دور رقابت خارج می‌شوند. با این وجود، متأسفانه در حال حاضر

۱- استاندارد یا نیاز مشتری

ارتباط بین استاندارد و کیفیت^۱ همواره بین اهل نظر و خبرگان حوزه‌های مرتبط، مورد بحث و گفتگو بوده و در ادوار مختلف تاریخی تعاریف متفاوتی برای هر کدام از این دو موضوع ارائه شده است. گاهی این دو مفهوم با یکدیگر مترادف و هم‌عرض شناخته شده‌اند و در مواردی نیز، اهمیت این دو و تقدم و تأخر آن‌ها نسبت به یکدیگر مورد مناقشه بوده است. شاید بررسی و مرور تعاریفی که تا کنون برای این دو مفهوم ارائه شده است، بتواند بصورت دقیق‌تری ارتباط بین آن‌ها و اهمیت هر کدام را به خصوص در فضای کسب و کار رقابتی این روزها، روشن‌تر سازد. در اینجا نخست تعاریف و معانی ارائه شده برای استاندارد مرور می‌شود.

کلمه‌ی استاندارد از نظر لغوی در زبان انگلیسی به معنای پرچم است. شاید دلیل نامگذاری آن این بوده است که پرچم افزاشته در یک سپاه، شاخص و نشانگر موقعیت و وضعیت لشکر بوده است. ریشه‌ی این کلمه در زبان انگلیسی Stand است که به معنای ایستاده بوده و از مصدر ایستادن مشتق شده است.

مترادف این کلمه در زبان‌های فرانسه و آلمانی واژه نرم^۲ می‌باشد و مفاهیمی نظیر مدل، اندازه، نمونه و الگو را در بر می‌گیرد. این واژه، در زبان‌های دیگر نیز مفاهیمی نظیر قاعده، قانون، معیار و نظم را به ذهن متبادر می‌سازد. تعاریف دیگری نیز از استاندارد ارائه شده است. به عنوان مثال، «نظم و قاعده‌ای که توسط یک

مؤسسه یا مقام ذی نفوذ و ذی حق و یا توافق و اجماع عمومی به عنوان یک مدل و مبنای مقایسه، تأیید شده است» و یا «حد نرمال و متوسط از یک خواسته، انتظار و کیفیت» را می‌توان از جمله‌ی این تعاریف نام برد. استاندارد بیشتر در بردارنده‌ی صفاتی نظیر یکنواختی و هماهنگی است و مشخص می‌کند که فرآورده و کالای مورد نظر، بر اساس یک قانون و توافق عمومی که برخوردار از حدود و اندازه‌های یکنواخت و تعریف شده می‌باشد، تولید و عرضه شده است.

به همین ترتیب در منابع مختلف، برای موضوع کیفیت نیز تعاریف گوناگونی بیان شده است. از آن جمله می‌توان به «درجه‌ی مطلوبیت و مرغوبیت یک فرآورده و یا خدمت»، «انطباق با کاربرد مورد نظر^۳» و یا از دیدگاه فنی‌تر «مجموعه ویژگی‌ها و مشخصات یک کالا یا خدمت که عرضه‌کننده‌ی آن با تأمین آن‌ها موجب می‌گردد که آن فرآورده یا خدمت مطلوبیت یافته، مورد تقاضا قرار گیرد و به فروش برسد»، اشاره نمود.

از سوی دیگر مفهوم کیفیت در علم فیزیک، نقطه‌ی مقابل کمیت^۴ است که نشان‌دهنده‌ی غیرقابل اندازه‌گیری بودن آن است. هرچند امروزه صاحب‌نظران بر این باور هستند که کیفیت از طریق شاخص‌های معینی قابل اندازه‌گیری می‌باشد. پروفیسور دمینگ نیز در مورد تعریف کیفیت گفته است: «کیفیت به آن معناست که مشتری برگردد ولی محصول برنگردد!». البته مفاهیم فوق همه از قوت و اعتبار کافی برخوردارند و هر کدام در جای خود، جنبه‌های خاصی از مفهوم جامع کیفیت را

1. Quality
2. Norm
3. Fitness for use
4. Quantity





توانمندی‌های تولیدکنندگان و متوسط نیازهای مصرف‌کنندگان را دربرگیرند، لذا دارای محدوده‌ها و رواداری‌های مجاز وسیع‌تری هستند (به عنوان مثال استانداردهای ASTM و ISO). در مقابل، استانداردهای منطقه‌ای، قدری از استانداردهای بین‌المللی سخت‌گیرانه‌تر هستند (مانند CE-Marking). به همین ترتیب، استانداردهای ملی نظیر استانداردهای انجمن نفت آمریکا (API)، به دلیل حساسیت کاربرد و دامنه‌ی شمول محدودتر، نسبت به استانداردهای منطقه‌ای سخت‌گیرانه‌تر هستند. در نهایت، مطابق با تقسیم‌بندی‌های انجام شده، استانداردهای داخلی یا کارخانه‌ای هستند که معمولاً از جمله‌ی محدودترین و سخت‌گیرانه‌ترین استانداردها بشمار می‌روند (نظیر استانداردهای صنایع خودروسازی معتبر بین‌المللی). امروزه به مدد ظهور و طرح مفاهیم نوینی نظیر استانداردهای مدیریت کیفیت، برداشت‌های واحدی از دو مفهوم مهم صنعت و کسب و کار، یعنی کیفیت و استاندارد، حاصل شده است. هرچند امروزه گستره‌ی تعریف کیفیت بسیار فراگیر شده و مفاهیمی همچون خلاقیت، نوآوری، خلق دانش و بهره‌گیری از دانش مشتری در توسعه‌ی محصول و خدمات و جنبه‌های متعالی‌تر و پیشرفته‌تر دیگری را نیز در حوزه‌های صنعت و کسب و کار در بر می‌گیرد.

۲- آشنایی با مدل ارزیابی جامع فولاد (مدل IRC-Marking)
۲-۱- معرفی روش ارزیابی جامع فولادهای تولید داخل
/ وارداتی با استفاده از مدل IRC-MARKING
 در حال حاضر، کیفیت محصولات یکی از چالش‌های اصلی در

بیان می‌کنند. اما، جدیدترین تعریفی که در سال‌های اخیر از کیفیت ارائه شده است این است که «کیفیت یعنی رضایتمندی و شادمانی مشتری».

تا این‌جا تعاریف متفاوتی از دو مفهوم «استاندارد» و «کیفیت» ارائه گردید. علیرغم ارتباط نزدیک و پیوستگی زیادی که بین این دو موضوع وجود دارد، ولی در مواردی نیز اختلاف و تفاوت‌هایی در برداشت‌های عمومی از آن‌ها بروز می‌کند.

یکی از تعاریف استاندارد مبنی بر «حد نرمال و متوسط از یک خواسته یا انتظار» و یا به بیان دیگر «سطح معین و تعریف شده از کیفیت»، مورد قبول و پذیرش عمومی می‌باشند. بنابراین، چنانچه دو تعریف اخیر ارائه شده از کیفیت و استاندارد با یکدیگر مقایسه شوند، دلیل اصلی برخی اختلاف نظرهای موجود مشخص می‌گردد. به عبارت دیگر، استاندارد بر «حد نرمال و متوسطی از کیفیت» تکیه می‌کند و ممکن است الزاماً تأمین‌کننده‌ی نیازها و انتظارات همه‌ی مشتریان نباشد. این در حالی است که کیفیت نه فقط بر رضایتمندی، بلکه بر شادمانی مشتریان نیز تأکید می‌نماید. به این ترتیب، نتیجه‌ی می‌گیریم که رعایت و تأمین استانداردها اگر به معنای رعایت حداقل مشخصه‌های کیفی باشد، در فضای رقابتی امروز برای شرکت‌ها یک مفهوم متعالی و پیش‌برنده به شمار نمی‌رود. خوشبختانه، امروزه تعداد و تنوع استانداردها افزایش یافته و مشتریان و مصرف‌کنندگان می‌توانند متناسب با نیاز، کاربرد نهایی و زمینه‌ی فعالیت خود، استاندارد مناسب را انتخاب و به تأمین‌کننده عرضه کنند. اساساً، از آن‌جا که استانداردهای بین‌المللی دامنه‌ی شمول بیشتری دارند و الزاماً بایستی معدل





ملی و منطقه‌ای خود، به طراحی و اجرای مدل‌های مشابه اقدام نموده‌اند. به عنوان مثال، روسیه روش ارزیابی و گواهی‌نامه GOST، کشورهای آسیایی همانند هند گواهی‌نامه BIS، کشور تایلند سیستم کیفیت TAI، مالزی و سایر کشورها نیز با اقتباس از مدل CE-MARKING، نظام‌های مشابهی ارائه کرده‌اند. بررسی‌ها نشان داده است که در میان مدل‌های ارزیابی کیفی موجود، مدل CE از قدمت، جامعیت و انسجام ساختاری بیشتری برخوردار است. خطوط راهنمای مدل CE موارد زیر را در بر می‌گیرد:

۱. MACHINES (ماشین آلات)
۲. MEDICAL DEVICES (تجهیزات پزشکی)
۳. TOYS (اسباب بازی‌ها)
۴. PRESSURE EQUIPMENT (تجهیزات و ادوات تحت فشار)
۵. PPE (PERSONAL PROTECTIVE EQ) (وسایل و تجهیزات حفاظت فردی)
۶. WIRELESS DEVICES (ادوات و وسایل بی‌سیم)
۷. CONSTRUCTIONAL PRODUCTS (محصولات ساختمانی)
۸. ELECTRICAL EQUIPMENT (وسایل الکتریکی)

در مدل CE، فولادهای ساختمانی جزء کالاهای دارای حساسیت بالا در نظر گرفته شده‌اند. بررسی انطباق کیفیت آن‌ها با استانداردهای معتبر بین‌المللی تنها به انجام بازرسی‌های نهایی ساده (انجام آزمون‌های آزمایشگاهی) و خود اظهاری تولیدکننده

صنعت فولاد کشور است. به خصوص، واردات محصولات ساختمانی و پوشش‌دار نامرغوب، آسیب‌های فراوانی به مصرف‌کنندگان و تولیدکنندگان داخلی وارد می‌آورد. بررسی چالش‌های کیفی، ایمنی و بهداشتی و زیست‌محیطی صنایع فولاد و محصولات فولادی همزمان با رونمایی از مدل جدید ارزیابی جامع فولادهای تولیدی/ وارداتی (IRC-MARKING)، به صورت یک پروژه‌ی تحقیقاتی در حال انجام است. اخیراً، انجمن تولیدکنندگان فولاد، با حمایت و پشتیبانی سازمان ملی استاندارد کشور به ویژه ریاست محترم سازمان سرکار خانم مهندس پیروزبخت و مشارکت مدیران و همکارانشان در این سازمان، پژوهش‌گده فولاد دانشگاه صنعتی اصفهان و... و با تکیه بر دانش و تجربه بومی و ملی، مدلی را تحت عنوان مدل جامع ارزیابی فولادها یا IRC-Marking که مبتنی بر نیازهای صنعت و بازار فولاد در کشور می‌باشد، طراحی نموده‌اند. این مدل با الگو برداری از مدل اروپایی CE-Marking طراحی شده و مراحل تکمیلی تصویب و انتشار آن در حال انجام است.

علت اطلاق مدل جامع به طرح ارائه شده برای این اصل استوار است که در طراحی این مدل، کلیه عوامل و پارامترهای مؤثر بر توسعه‌ی پایدار^۱ شامل کیفیت، ایمنی، بهداشت و سلامت مصرف‌کننده، در نظر گرفته شده است. در واقع مدل جامع IRC-MARKING یک مدل QHSE محور است. البته علاوه بر اتحادیه اروپا، در سراسر جهان کشورهای مختلف با در نظر گرفتن مقتضیات

مختلف و مبادی ورود فولاد به کشور، تا انتهای مهرماه سال گذشته (سال ۱۳۹۵، تاریخ معرفی رسمی مدل IR-MARKING)، در شکل‌های ۱ و ۲ نشان داده شده است.

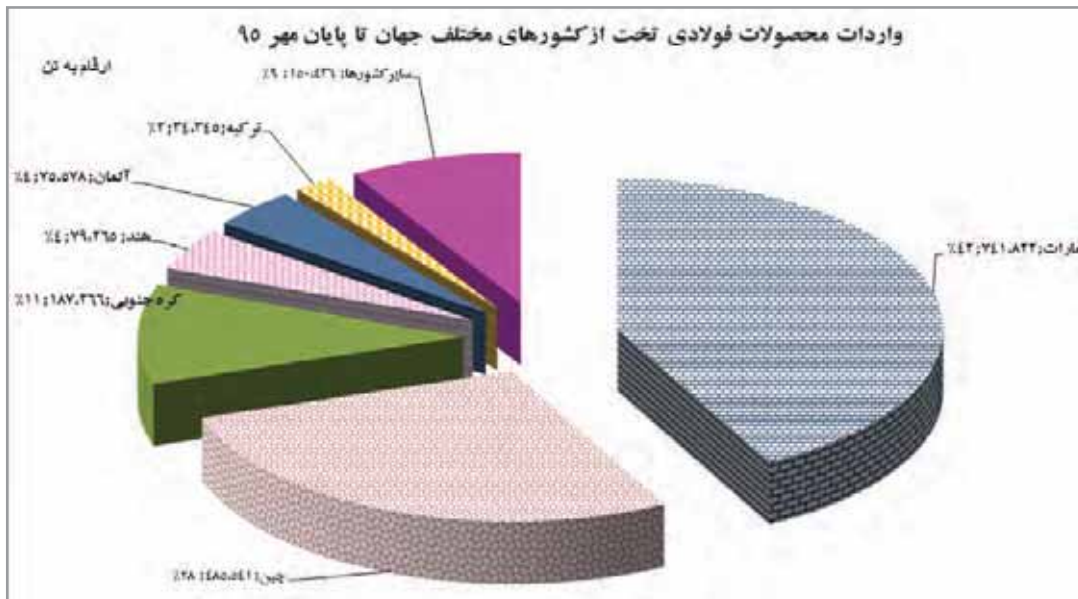
۲-۳- مراحل اجرای پروژه طراحی مدل IRC-MARKING

با توجه به این که هیچ فرد، سازمان، خانه و ... را نمی‌توان یافت که به طور مستقیم با محصولات فولادی در تماس و ارتباط نباشد، لذا به دلیل تأثیر قابل ملاحظه‌ی مصرف محصولات فولادی بر سلامت، بهداشت، ایمنی و محیط زیست جامعه (با توجه به حجم بالای مصرف و به تبع آن تولید و واردات آن)، دولت‌های کشورهای

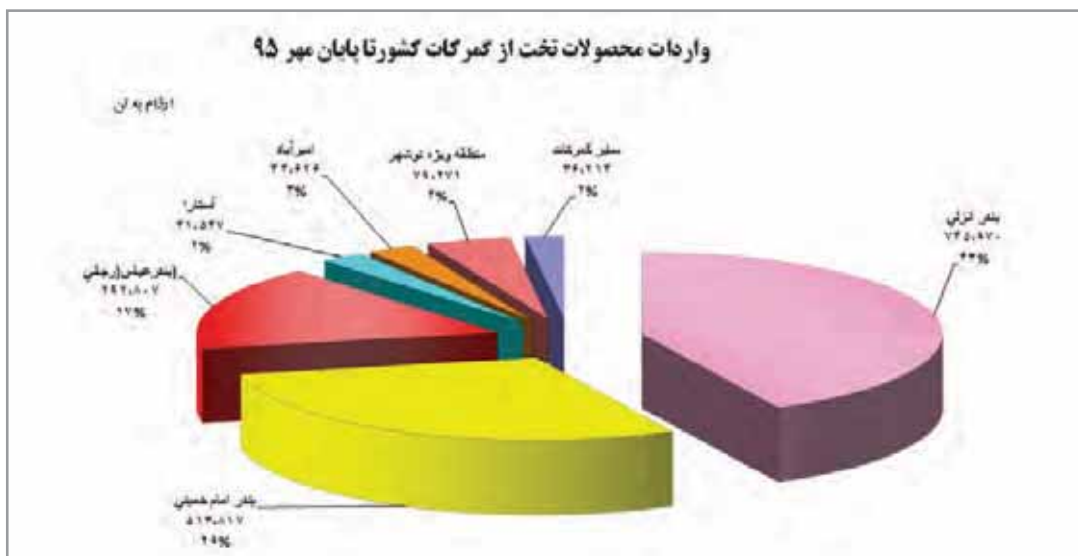
منحصر نمی‌شود. در حقیقت، تولیدکننده باید از یک سیستم مدیریت کیفیت در مراحل مختلف طراحی، تولید، آزمون و بازرسی نهایی برخوردار باشد و به کمک ممیزی شخص ثالث، بتواند صلاحیت خود را در تولید محصول مطابق با الزامات تعیین شده، به اثبات برساند. به این سیستم مدیریت کیفیت در اصطلاح، Factory Production Control یا F.P.C، گفته می‌شود.

۲-۲- آمار واردات محصولات فولادی تخت از مبادی ورودی کشور

آمار واردات محصولات فولادی تخت (ورق‌های فولادی) از منابع



شکل ۱. آمار واردات محصولات فولادی تخت از کشورهای مختلف تا مهرماه ۹۵.



شکل ۲. آمار واردات محصولات فولادی تخت از گمرکات مختلف کشور تا مهرماه ۹۵.

ارشد سازمان ملی استاندارد کشور و به خصوص سرکار خانم مهندس پیروزبخت ریاست محترم سازمان ملی استاندارد کشور تشکیل گردید. در طی این جلسات، ایشان و همکارانشان ضمن تأیید ناکافی بودن روش‌های فعلی، آمادگی خود را جهت دریافت و اجرای راه‌حل‌ها و روش‌های جایگزین اعلام نمودند. به دنبال این آمادگی، تیم پروژه‌ی طراحی مدل ارزیابی جامع IRC-Marking، روش‌ها و فرایندهایی که در سایر کشورهای جهان نظیر اتحادیه اروپا، روسیه، هند، تایلند، اندونزی و ... مورد استفاده قرار می‌گیرند را مورد مطالعه قرار داد. پس از اتمام این مطالعات، مشخص گردید که روش‌های فعلی انجام شده در مقصد (گمرکات) تحت عنوان بازرسی و کنترل کیفیت، امروزه در جهان کم‌تر مورد استفاده قرار گرفته و بیشتر از روش‌ها و رویکردهای مبتنی بر مدیریت کیفیت همراه با کنترل کیفیت و بازرسی کالا استفاده می‌گردد. به این ترتیب، با الگوبرداری از مدل‌های بین‌المللی، یک مدل بومی تحت عنوان IRC-Marking طراحی گردید که می‌تواند جایگزین روش‌های موجود شود. از سوی دیگر، IRC-Marking باید نه تنها به عنوان یک

مختلف توجه ویژه‌ای به موضوع روش‌های ارزیابی انطباق محصولات فولادی دارند.

با توجه به رسالت، حمایت و همکاری مؤثر سازمان ملی استاندارد کشور در آسیب‌شناسی، بررسی و ارزیابی روش‌ها و فرایندهای فعلی در گمرکات و مبادی ورودی کشور (بندر انزلی، بندر عباس و بندر امام خمینی) برای کنترل مرغوبیت فولادهای وارداتی، یک تیم فنی متشکل از نمایندگان سازمان ملی استاندارد و انجمن تولیدکنندگان فولاد از برخی از گمرکات و مبادی ورودی کشور بازدید به عمل آوردند. در جریان این بررسی‌ها مشخص گردید که بخش زیادی از روش‌ها و فرایندهای فعلی به کار رفته در گمرکات و مبادی ورودی کالا مبتنی بر استانداردهای ملی و بین‌المللی می‌باشند. این در حالی است که اساساً این فرایندها بر رویکرد بازرسی و کنترل کیفیت در مقصد برنامه‌ریزی شده‌اند. در نتیجه، از کارایی و اثربخشی کافی برخوردار نبوده و متضمن جلوگیری از ورود کالاهای نامرغوب به کشور نمی‌باشند. پس از تهیه‌ی گزارش از فرایندهای مربوطه، جلساتی با حضور مدیران





ارتقاء فرایندهای صادرات فولاد به سایر کشورها و حفظ و تثبیت جایگاه رقابتی تولیدکنندگان با کیفیت فولاد در کشور، اشاره نمود.

۲-۴- مشکلات بازرسی فولاد در مقصد

- عدم امکان نمونه‌گیری به صورت تصادفی^۱
- مشخص نبودن جامعه‌ی آماری و حجم نمونه‌های مورد نیاز براساس استانداردها و روش‌های آماری
- عدم امکان بازرسی سطح، ابعاد، تلرانس، ناخالصی‌ها و سایر عیوب سطحی و داخلی فولاد
- عدم امکان نمونه‌برداری از لایه‌های داخلی بسته‌های فولاد
- عدم امکان تغییر/تأیید درجه‌ی کیفی محصول یا گرید فولاد
- خدشه دار شدن محصول به علت بررسی‌ها و نمونه‌گیری‌ها
- عدم وجود رویکرد یکسان و هماهنگ در مبادی ورودی و گمرکات کشور
- عدم کنترل جنبه‌های زیست محیطی، بهداشتی و ایمنی محصولات
- شکل‌های ۳ و ۴ نمونه‌هایی از مشکلات بوجود آمده در مبادی ورودی را نشان می‌دهند.

مدل ارزیابی در مورد فولادهای وارداتی بلکه به عنوان یک مدل ارزیابی کارآمد برای ارزیابی و رتبه‌بندی^۱ تولیدکنندگان داخلی فولاد استفاده گردد و به بخشی از مشکلات فعلی موجود در تولید و عرضه‌ی محصولات فولادی نامرغوب و غیرکیفی در کشور پایان دهد. همچنین، این مدل باید به عنوان یک مدل جامع، هم در تولید و عرضه‌ی محصولات فولادی داخلی و هم در واردات کلیه‌ی محصولات فولادی شامل محصولات طولی نظیر میلگرد، محصولات تخت و پوشش‌دار و ...، مورد استفاده قرار گیرد.

از ویژگی‌های دیگر این مدل می‌توان به توجه ویژه و همزمان آن به جنبه‌های ایمنی، زیست محیطی و بهداشتی محصولات فولادی نظیر فولادهای ساختمانی، محصولات پوشش‌دار نظیر ورق‌های گالوانیزه، رنگی و قلع‌اندود اشاره نمود که با پیش‌بینی ساز و کارهای لازم در آن، از حقوق مصرف‌کنندگان و تولیدکنندگان داخلی حمایت می‌شود. با توجه به آمادگی شرکت‌های مختلف برای اجرای آزمایشی و پایلوت این طرح و بخصوص حمایت سازمان ملی استاندارد از این طرح ملی، فرایند ارزیابی، دسته‌بندی و ارتقاء کیفی تولیدکنندگان داخلی فولاد اعم از تولیدکنندگان محصولات فولادی طولی، شمش، محصولات تخت و پوشش‌دار، ارتقاء قابل توجهی می‌یابد. علاوه بر آن، از دیگر مزایای اجرای این پروژه می‌توان به



شکل ۳. موقعیت و وضعیت نگهداری فولادهای وارداتی در گمرکات و مبادی ورودی به کشور.



شکل ۴. آسیب دیدن محصولات هنگام نمونه برداری در مقصد.



۲-۵- ارتقاء فرایند بازرسی محصولات فولادی

ساختمانی که در زمره کالاهای حساس محسوب می‌شوند علاوه بر بازرسی محصول، فرایند تولید کارخانه‌ای، کالیبراسیون تجهیزات، جدید بودن آنها، نحوه تعمیرات سالیانه آنها، چگونگی سیستم کنترل کیفیت سازمان، چگونگی نظارت بر مواد اولیه و قطعات یدکی تامین کنندگان، صلاحیت و شایستگی پرسنل تولید کننده و همچنین پارامترهای زیست محیطی و بهداشتی منطقه ای با متد نوین بازرسی در محل تولید، مورد ارزیابی قرار می‌گیرند (شکل ۵). با اجرای مراحل فوق در سطح بسیار بالایی از کیفیت محصولات فولادی اطمینان حاصل می‌گردد و به نوعی کیفیت فولاد تضمین می‌گردد و از ورود محصولات بی کیفیت از مبدا تولید جلوگیری بعمل می‌آید.

نحوه بازرسی در مبادی ورودی براساس بازرسی و تست محصول می‌باشد که ساده ترین نوع و روش بازرسی است و با اعمال صحیح و بدون نقص آن حداقل تضمین های لازم درخصوص استاندارد بودن محصول حاصل می‌گردد. هر چند که با توضیحات داده شده در این مقاله مشخص است که اساسا نحوه بازرسی در مبادی ورودی خالی از ایراد نیست. در مبادی ورودی بواسطه شرایط محیطی، پیاده سازی اصول بازرسی فولادها سخت و گاهی غیرممکن است. لذا شرایط محیطی ایجاب می‌نماید که اصول بازرسی رعایت نگردد. در کشورهای پیشرفته صنعتی و نیمه صنعتی از روش های نوین بازرسی برای کالاهای حساس استفاده می‌گردد. در فولادهای

ارزیابی انطباق محصول بر اساس کنترل فرآیند تولید در ابتدا

ارزیابی
انطباق

بازرسی کیفی

بازرسی حداقلی بر اساس نمونه گیری از محصول در مقصد

شکل ۵. ارتقاء فرایند بازرسی در مقصد با استفاده از ارزیابی انطباق بر اساس مدل های جامع.



۲-۶- ویژگی‌های مدل جدید ارزیابی جامع

ارزیابی انطباق جامع در مبدأ شامل ممیزی سیستم مدیریت (کیفیت، ایمنی، بهداشت، محیط زیست و...) است. همچنین، فرایند تولید فولاد شامل موارد زیر است:

- کالیبراسیون تجهیزات، تعمیرات سالیانه، رویکردها و دستورالعمل‌های کنترل کیفیت تولید کننده و بررسی انطباق و سازگاری آنها با استانداردهای بین‌المللی نظیر (ISO ۹۰۰۱)
- نظارت بر کیفیت مواد اولیه، قطعات یدکی و صلاحیت تأمین کنندگان
- ارزیابی صلاحیت و شایستگی کارکنان شرکت تولید کننده
- در نظر گرفتن همزمان شاخص‌ها و جنبه‌های کیفی، ایمنی، زیست محیطی و بهداشتی محصولات و فرایندها (QHSE)

۳- جمع‌بندی

- لحاظ نمودن حساسیت‌ها و قوانین داخلی کشور برای فولادهای ساختمانی و پوشش‌دار (جنبه‌های کیفیتی، بهداشتی، زیست محیطی و ایمنی)

- حمایت کافی هم از مصرف کنندگان و هم تولیدکنندگان داخلی

- قابلیت استفاده و کاربرد به عنوان یک مدل ارزیابی و دسته‌بندی برای تولیدکنندگان داخلی

- الگوی مناسب جهت تعمیم به سایر کالاها

با توجه به موقتی بودن و ناکارآمدی روش‌های تعرفه‌ای، این مدل به عنوان یک مانع غیر تعرفه‌ای^۱، روشی مناسب برای افزایش هزینه‌های واردات به کشور برای تولیدکنندگان خارجی بشمار می‌رود.

۲-۷- مزایای مدل جامع ارزیابی انطباق

- تضمین نمودن سطح بالا و قابل قبولی از کیفیت برای کالاهای حساس (از جمله فولادهای ساختمانی و محصولات پوشش‌دار)

- جلوگیری از ورود محصولات نامناسب از نظر ایمنی و سلامت (مثلاً ممنوعیت ورود ورق فولادی گالوانیزه با پوشش کروم شش ظرفیتی که سرطان‌زا می‌باشد و یا ورق‌های قلع‌اندود با کاربردهای غذایی و بهداشتی)

- جلوگیری از تولید و ورود محصولات مضر برای محیط زیست

- جلوگیری از ورود محصولات ساختمانی نامنطبق کیفی

- سهولت ترخیص کالا در گمرکات و کمک به گمرکات و مبادی ورودی جهت اطمینان بیشتر از محصولات وارداتی (در حال حاضر به دلیل حجم بالای واردات محصولات فولادی، امکان نمونه‌برداری و آزمون همه‌ی محصولات وجود ندارد. لذا با روش ارزیابی انطباق، اطمینان بیشتری حاصل می‌گردد)

- بالا رفتن کیفیت کالای وارداتی و داخلی در جهت رضایت بیشتر مشتری و مصرف‌کننده‌ی نهایی

- حذف هزینه‌های بازگشت یا درجه دو نمودن محصولات فاقد کیفیت

استفاده از مدل بومی ارزیابی کیفی فولادها در سطح ملی مزایای زیر را به دنبال خواهد داشت:

- سطح بالا و قابل قبولی از کیفیت را برای کالاهای حساس (از جمله فولادهای ساختمانی و محصولات پوشش‌دار) فولادی تضمین می‌نماید.
- مانع از ورود محصولات نامرغوب از مبدأ تولید به کشور می‌گردد.
- موجب حذف هزینه‌های بازگشت یا درجه دو نمودن محصولات فاقد کیفیت می‌شود.
- موانع و مشکلات فعلی بازرسی در مقصد، حذف می‌شوند.
- ترخیص کالا در گمرکات و مبادی ورود کالا به کشور، آسان‌تر خواهد شد.
- حساسیت‌ها و قوانین داخلی کشور برای فولادهای ساختمانی (جنبه‌های کیفیتی، بهداشتی، زیست محیطی و ایمنی)، لحاظ می‌شوند.
- حمایت کافی هم از مصرف کنندگان و هم تولیدکنندگان داخلی، صورت می‌پذیرد.
- به عنوان یک مدل ارزیابی و دسته‌بندی برای تولیدکنندگان داخلی، قابل استفاده خواهد بود.
- الگوی مناسب جهت تعمیم به سایر کالاهای وارداتی حساس،



1. Non-Tariff Barrier

قزاقستان، اوکراین و...)، از طریق برخی شرکت‌های تجاری معتبر داخلی فولاد انجام شده و در صورت انطباق سیستم‌های آن‌ها با مدل پیشنهادی، به آن‌ها گواهینامه‌ی IR-Marking اعطا می‌گردد. - پس از این مرحله و جمع‌آوری و تحلیل نتایج حاصل از ارزیابی تولیدکنندگان داخلی و خارجی، گزارش‌های لازم جهت تصمیم‌گیری نهایی مدیران ارشد کشور در وزارتخانه‌ها و سازمان‌های مرتبط نظیر شورای عالی استاندارد، مجلس شورای اسلامی، سازمان ملی استاندارد و ... جهت اجباری و قانونی شدن طرح پیشنهادی، ارائه می‌شود.

۴- تشکر و قدردانی

در مراحل مختلف مطالعه و تحقیق، جمع‌آوری اطلاعات و طراحی این مدل، از راهنمایی‌ها و حمایت‌های افراد زیادی استفاده شده است. مجریان این پروژه بیش از همه از حمایت‌ها و راهنمایی‌های بی‌دریغ جناب آقای دکتر سبحانی مدیر عامل محترم شرکت فولاد مبارکه، سرکار خانم مهندس پیروزبخت ریاست محترم سازمان ملی استاندارد کشور، آقایان مهندس ارزانی مدیرعامل محترم شرکت فولاد هرمزگان، مهندس نیک‌فر معاونت محترم تکنولوژی شرکت فولاد مبارکه، مهندس اکبری معاونت محترم فروش و بازاریابی شرکت فولاد مبارکه و مهندس خلیفه سلطانی دبیر محترم انجمن تولیدکنندگان فولاد، در مراحل مختلف بهره‌ی فراوان برده‌اند. علاوه بر آن در اجرای این پروژه، آقای دکتر طاهری زاده، استاد محترم دانشگاه صنعتی اصفهان و عضو شورای علمی پژوهشکده فولاد و آقایان مهندس بخشایی، مهندس باطنی و مهندس باقرزاده همکاری مستقیم و مؤثر داشته‌اند و از آن‌ها صمیمانه سپاسگزاری و قدردانی می‌گردد.

مراجع

- ۱- قوانین، آیین‌نامه‌ها، خطوط راهنمای اتحادیه‌ی اروپا، خطوط راهنمای مدل اروپایی CE-Marking، مدل‌های ارزیابی کشورهای مختلف (هند، اندونزی، روسیه، تایلند، آمریکا و ...)
- ۲- استانداردهای ملی و بین‌المللی محصولات فولادی.

محسوب می‌شود.

- با توجه به موقتی بودن و ناکارآمدی روش‌های تعرفه‌ای، این مدل به عنوان یک مانع غیرتعرفه‌ای، روش مناسبی برای افزایش هزینه‌های واردات به کشور برای تولیدکنندگان خارجی به شمار می‌رود.

- طراحان مدل IR-MARKING از متخصصان و صاحب‌نظران حوزه‌ی استاندارد و کیفیت، اساتید دانشگاه و مدیران صنایع فولاد در کشور بوده و از تجربیات کافی در امر تدوین استانداردهای ملی و بین‌المللی برخوردار می‌باشند.

- پس از نهایی‌شدن و تصویب مدل طراحی شده توسط سازمان‌های ذیربط (سازمان ملی استاندارد...)، ارزیابی و ممیزی تولیدکنندگان داخلی بصورت داوطلبانه از بین اعضاء انجمن تولیدکنندگان فولاد انجام می‌گیرد.

- ممیزی‌ها بر اساس رویکردها، شیوه‌نامه‌ها، دستورالعمل‌ها و چک لیست‌های مرتبط با این استاندارد انجام و گزارش‌های بازخورد^۱، جهت برنامه‌ریزی و اجرای اقدامات اصلاحی و بهبود، به سازمان‌های ذیربط ارسال می‌گردد.

- پس از انجام اقدامات اصلاحی، ممیزی مجدد^۲ توسط تیم ممیزی انجام و در صورت انطباق سیستم تولیدکننده، گواهینامه کیفیت ویژه‌ی IR-Marking با نشان سازمان ملی استاندارد کشور و انجمن تولیدکنندگان فولاد، به این شرکت‌ها اعطا می‌گردد و در لیست شرکت‌های دارای صلاحیت قرار می‌گیرند.

- در مرحله‌ی بعدی، شرکت‌های غیر داوطلب که به تشخیص انجمن تولیدکنندگان فولاد در سطوح کیفی متوسط رو به پایین هستند، در ابتدا تحت آموزش و مشاوره قرار می‌گیرند. سپس سیستم‌های مورد نیاز توسط مشاورین منتخب و مورد تأیید انجمن و سازمان ملی استاندارد در آنها استقرار می‌یابد و پس از انجام ممیزی و ارزیابی، موفق به دریافت گواهینامه IR-Marking می‌گردند.

- در گام بعدی پروژه، هماهنگی‌ها و اقدامات لازم جهت ممیزی برخی تولیدکنندگان خارجی که واردات فولاد به کشور دارند (شرکت‌های تولیدکننده‌ی فولاد در کشورهای چین، کره، روسیه،





اقتصاد مقاومتی در فولاد مبارکه تجلی یافت؛

رشد ۱۵۵ درصدی سود خالص شرکت فولاد مبارکه



تومان، درآمد فروش خود را ۳۰ درصد افزایش دهد. وی تصریح کرد: علیرغم رشد درآمدی فولاد مبارکه، میزان خرید مواد اولیه شرکت در طی سال ۱۳۹۵ بالغ بر ۲ هزار و ۸۱۹ میلیارد تومان بوده که ۲،۴ درصد نسبت به سال ۱۳۹۴ کاهش داشته است.

معاون اقتصادی و مالی فولاد مبارکه افزود: همچنین، نسبت به سال مالی ۹۴، سود عملیاتی فولاد مبارکه ۸۵ درصد و سود خالص شرکت ۱۵۵ درصد رشد داشته است.

وی با اشاره به لزوم تهیه صورت‌های مالی تلفیقی اضافه کرد: در حال حاضر، صورت‌های مالی شرکت بر اساس استانداردهای حسابداری به صورت تلفیقی با شرکت‌های سرمایه‌پذیر گروه فولاد مبارکه و شرکت اصلی تهیه می‌شود.

این در حالی است که بر اساس جدول زمان‌بندی سازمان بورس، صورت‌های مالی حسابرسی نشده تلفیقی حداکثر ۹۰ روز پس از پایان سال مالی یعنی تا آخر خردادماه و صورت‌های مالی حسابرسی شده حداقل ۱۰ روز قبل از تاریخ برگزاری مجمع باید بر روی سایت codal منتشر شود.

معمولا نماد معاملات بورس در موارد متعدد متوقف می‌شود
مرتضی شبانی، رئیس امور سهام و مجامع فولاد مبارکه، در خصوص

معاون اقتصادی و مالی فولاد مبارکه از رشد ۱۵۵ درصدی سود خالص این شرکت در سال ۹۵، نسبت به سال قبل خبر داد.

امیرحسین نادری در این رابطه گفت: فولاد مبارکه اصفهان طی دوره ۱۲ ماهه منتهی به ۹۵/۱۲/۳۰ به ازای هر سهم خود توانست ۲۷۰ ریال سود خالص و جمعاً مبلغ حدود دوهزار میلیارد تومان سود خالص محقق کند.

او با بیان این که بنابر قوانین و مقررات سازمان بورس، شرکت‌ها باید اولین پیش‌بینی درآمد هر سهم خود را در یک سال مالی، یک ماه قبل از شروع سال به سازمان بورس اعلام کنند، افزود: بر همین اساس، شرکت فولاد مبارکه اولین سود پیش‌بینی خود را در سال مالی منتهی به ۹۵/۱۲/۳۰، به میزان ۱۱۹ ریال اعلام کرده بود. این در حالی است که در پایان سال، با توجه به بهبود تقاضا در بازار داخل و قیمت‌های جهانی و تلاش همکاران گرامی توانست با پوشش ۲۲۷ درصدی، سود خود را به ۲۷۰ ریال به ازای هر سهم افزایش دهد.

نادری عملکرد شرکت را در حوزه تولید، خرید مواد اولیه و فروش در سال ۹۵ مثبت ارزیابی کرد و افزود: طی سال ۹۵، شرکت توانست با تولید ۶ میلیون و ۷۱ هزار تن انواع محصولات و فروش ۶ میلیون و ۲۰۰ هزار تن محصول به ارزش بیش از ۱۰ هزار میلیارد

علت توقف نماد فولاد در بورس گفت: معمولاً نماد معاملات بورس در موارد متعدد متوقف می‌شود؛ از مهمترین این موارد می‌توان به تعدیل با اهمیت سود هر سهم (چه منفی و چه مثبت) در صورتیکه بیش از ۲۰ درصد و به لحاظ ریالی بالاتر از ۵۰ ریال باشد؛ ۴۸ ساعت قبل از برگزاری انواع مجامع و مواقعی که به تشخیص بورس، لزوم شفاف‌سازی اطلاعات احساس شود، اشاره کرد.

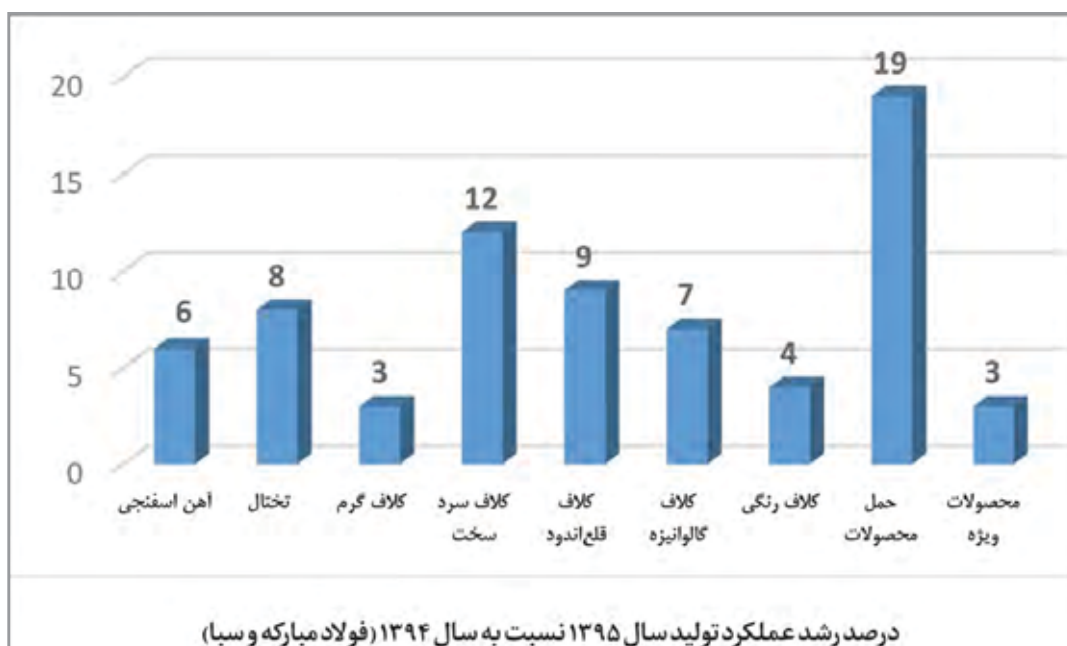
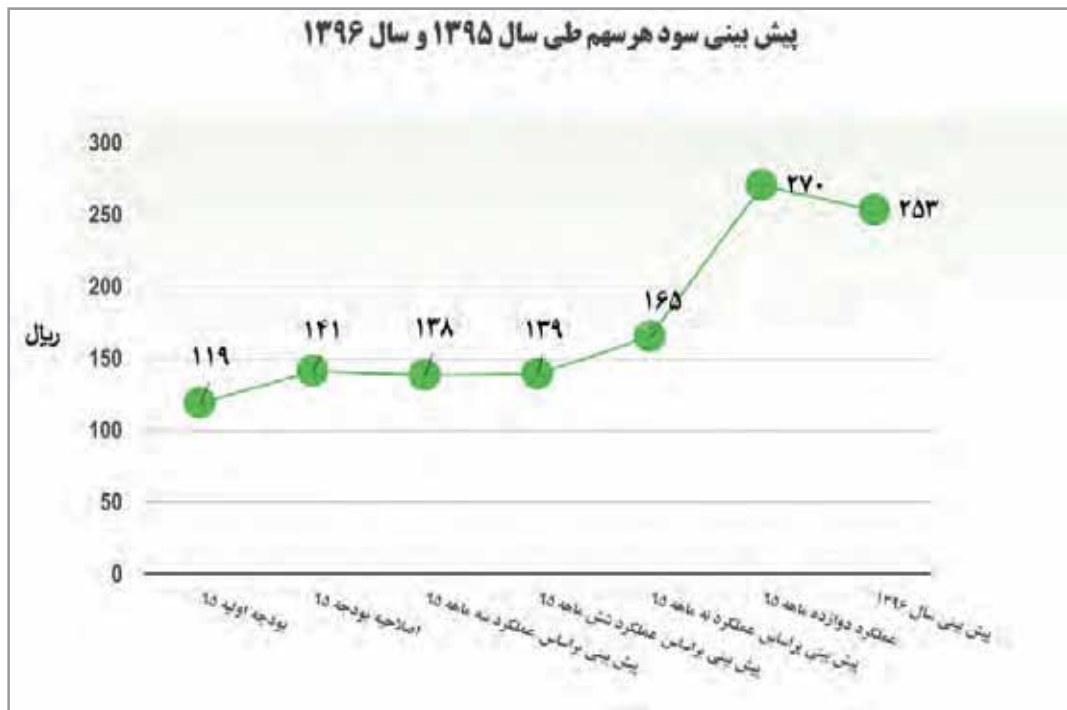
شبانگی در همین رابطه ادامه داد: با توجه به اینکه آخرین سود پیش‌بینی شده سال ۹۵ شرکت بر اساس عملکرد ۹ ماهه مبلغ ۱۶۵ ریال اعلام شده بود و با اعلام مبلغ ۲۷۰ ریال فعلی برای سال مالی ۹۵، سود خالص، ۶۳ درصد رشد را نشان می‌داد، نماد موقتا

متوقف شد و پس از بازگشایی با دامنه نوسان بازگشایی خواهد شد. همچنین، در این مرحله سازمان بورس اطلاعات مورد نیاز خود در خصوص علل رشد سود را دریافت می‌کند و پس از بررسی و اطمینان از صحت آن، نماد را بازگشایی می‌کند.

وی روند سودآوری شرکت را در سال ۹۶ نیز مثبت ارزیابی کرد و افزود: طبق اولین پیش‌بینی ارائه شده به بورس، سود هر سهم در سال مالی ۹۶ مبلغ ۲۵۳ ریال برآورد شده است که با توجه به عملکرد مثبت شرکت به لحاظ تولید و فروش در سه ماهه اول سال مالی ۹۶، درصد پوشش سود، بسیار مناسب بوده است.

خبر / سید رسول موسوی

پیش‌بینی سود هر سهم طی سال ۱۳۹۵ و سال ۱۳۹۶



مدیرعامل فولاد مبارکه:

بدون توجه به حفظ محیط زیست توسعه پایدار غیر ممکن است



می‌کنیم شرکت فولاد مبارکه از همان آغاز دوران ساخت، یعنی سال ۱۳۵۸، با احداث مرکز تحقیقات گونه‌شناسی در شرکت و مطالعه بر روی ۷۲ نمونه گیاهی، به‌عنوان شرکتی که خود را ملزم به رعایت استانداردهای زیست محیطی می‌داند، بنا نهاده شده است و بر مبنای توسعه پایدار فعالیت می‌کند. این شرکت اساساً حفظ محیط زیست را یک مسئولیت اجتماعی خطیر قلمداد می‌کند و توجه به این مسئولیت را وظیفه خود می‌داند.

وی با تأکید بر اینکه این رویکرد فولاد مبارکه در حفاظت از محیط زیست، نوعی مسئولیت اجتماعی است که ریشه در اخلاق، فرهنگ و اعتقادات مدیریت و کارکنان این شرکت دارد، تصریح کرد: این نگرش والا شکل نگرفته است مگر در سایه اصول و بایدها و نبایدهای نحوه برخورد انسان با محیط زیست و همچنین آنچه در این شرکت از فرهنگ و ارزش‌های دین مبین اسلام نشأت گرفته است. مدیرعامل فولاد مبارکه با ارائه تعریفی از توسعه پایدار تأکید کرد: توسعه پایدار به معنای توسعه جوامع با در نظر گرفتن تأمین نیازهای کنونی، بدون لطمه‌زدن به استعدادها و توانایی‌های مورد نیاز آینده است؛ با در پیش گرفتن رویکردی

امروزه در هر گوشه این کره خاکی، هرگاه از محیط زیست و رعایت استانداردهای زیست محیطی سخن به میان می‌آید، بی‌درنگ بحث توسعه پایدار مطرح می‌شود؛ زیرا اساساً بدون توجه به اهمیت حفظ محیط زیست نمی‌توان به توسعه پایدار و داشتن محیطی سالم برای زندگی خود و نسل‌های آینده خوش بین بود.

همزمان با هفته محیط زیست دکتر بهرام سبحانی، مدیرعامل بزرگترین فولادی کشور و خاورمیانه، در گفتگو با خبرنگار فولاد در خصوص اهمیت توجه به استانداردهای زیست محیطی در همه بخش‌ها، به‌ویژه در صنعت و اقدامات فولاد مبارکه، گفت: تاریخچه روز جهانی محیط زیست به سال ۱۹۷۲ یعنی ۴۵ سال قبل برمی‌گردد؛ در آن سال برای اولین بار، سازمان ملل متحد کنفرانسی با موضوع انسان و محیط زیست در شهر استکهلم سوئد برگزار کرد. همزمان با برپایی این کنفرانس، مجمع عمومی سازمان ملل قطعنامه‌ای تصویب کرد که منجر به تشکیل برنامه محیط زیست سازمان ملل (UNEP) شد. وقتی به تاریخ شکل‌گیری فولاد مبارکه و آغاز بهره‌برداری آن با کمی تأمل توجه کنیم، مشاهده

صنعتی و کمک به حل بحران آب در منطقه بخش دیگری از اقدامات فولاد مبارکه در این راستا بوده است.

دکتر سبحانی بر اینکه در پی شکل‌گیری این فعالیت‌ها در فولاد مبارکه و مشارکت این شرکت در طرح‌ها و برنامه‌های زیست‌محیطی بین‌المللی، نظیر طرح تغییرات اقلیم با همکاری انجمن جهانی فولاد، این شرکت موفق به دریافت تقدیرنامه از نهادهای بین‌المللی مربوطه شده است، تأکید کرد و گفت: هم‌اکنون در راستای بهبود شرایط زیست‌محیطی منطقه و همگام با توسعه فولاد مبارکه میزان فضای سبز در این شرکت از ۱۶۰۰ هکتار فراتر رفته است؛ به همین منظور تدابیری اتخاذ شده است تا آبیاری این میزان فضای سبز با استفاده از پساب تصفیه‌شده صنعتی شرکت و بدون برداشت آب اضافی از زاینده‌رود در محیطی کاملاً سالم انجام شود.

دکتر سبحانی در بخش پایانی سخنان خود با تأکید بر اینکه شرکت فولاد مبارکه برای بهبود فرایندهای زیست‌محیطی خود هیچگاه نقطه پایانی متصور نبوده است، خاطرنشان کرد: به همین منظور فولاد مبارکه همواره توسعه همکاری‌ها با مراکز تحقیقاتی و دانشگاهی کشور را به‌منظور گسترش مطالعات خود در این زمینه در دستور کار قرار داده است.

خبر/ منصور رجب سرباز

که براساس آن، جوامع، جنبه‌های اقتصادی خود را با در نظر گرفتن مسائل اجتماعی و حفظ منافع محیط‌زیست توسعه دهند و کیفیت زندگی خود را بهبود بخشند.

وی در همین رابطه و با بیان اینکه فولاد مبارکه از ابتدای طرح برای تولید ۲.۵ میلیون تن فولاد در این منطقه بنا نهاده شد، خاطرنشان کرد: اجرای توسعه فولاد مبارکه و دستیابی به تولید حدود ۶ میلیون تن فولاد در شرکت شکل نگرفت مگر با نگاه و اعتقاد مدیران و کارکنان بر این اصل که فولاد مبارکه باید نیاز حال حاضر کشور را برآورده سازد، بدون آنکه توانایی دوره‌های آینده را در برآوردن نیازهایشان فدا کند.

وی افزود: اجرای سیستم پایش لحظه‌ای و بر خط آلاینده‌ها و ارسال اطلاعات آنالیز به سازمان حفاظت محیط زیست مطابق با قوانین بروزشده زیست‌محیطی، احداث تصفیه‌خانه‌های پساب در شرکت فولاد سبا با هدف بازچرخانی پساب به چرخه تولید، توسعه و ارتقای سیستم‌های تصفیه پساب در شرکت فولاد مبارکه با همین هدف و کاهش برداشت آب از رودخانه، ارتقا و بهبود سیستم‌های کنترل غبار با اعتباری بالغ بر ۲۰۰ میلیارد تومان و همچنین حمایت و تأمین مالی طرح جمع‌آوری و تصفیه پساب‌های شهرهای مجاور با هدف رفع مشکل زیست محیطی منطقه و استفاده از پساب‌ها در مصارف



راهنمای تهیه و تدوین مقالات فصلنامه آهن و فولاد

اهداف فصلنامه:

- ✓ انتقال تجارب علمی و کمک به نشر دانش
- ✓ فراهم کردن زمینه های ارتباط علمی بین صنایع و دانشگاهها
- ✓ انتشارات مفاهیم تجربه شده در میدان عمل
- ✓ معرفی فعالیت های علمی و اجرایی فولاد مبارکه
- ✓ انتشار اخبار مهم فولاد در جهان، ایران و اخبار داخلی شرکت فولاد مبارکه اصفهان

شرایط پذیرش مقالات:

- مقاله باید در یکی از موضوعات زیر باشد:
- ✓ محصولات فولادی
- ✓ تکنولوژی تولید فولاد
- ✓ فنی و مهندسی
- ✓ مدیریت
- ✓ ایمنی، بهداشت و محیط زیست
- ✓ کاهش هزینه
- دارای جنبه های علمی و پژوهشی قوی باشد.
- حاوی ایده های جدید، نکات کاربردی، عملی، جدید و نو باشد.
- اصول و قواعد نگارش مورد نظر این مجله رعایت گردد.
- مسئولیت صحت مطالب مندرج در مقاله به عهده نویسنده یا نویسندگان می باشد.

شرایط تدوین مقالات:

- مقاله در محیط نرم افزاری WORD و دارای حاشیه از بالا و پایین ۳سانتیمتر و چپ و راست ۲.۵ سانتیمتر و فاصله خطوط ۰.۸ سانتیمتر به زبان فارسی تایپ و از طریق سامانه <http://ironandsteel.msc.ir> بارگذاری گردد.
- مقاله دارای چکیده حداکثر ۱۵۰ کلمه و حجم مقاله حداکثر ۱۵ صفحه باشد و واژگان کلیدی حداقل ۴ و حداکثر ۸ کلمه.
- مقاله های ارسالی باید دارای بخش های زیر باشد:
 - عنوان کامل مقاله، نام نویسنده یا نویسندگان، رشته علمی و مسئولیت نویسنده یا نویسندگان، نام مؤسسه یا دانشگاه، محل کار، نشانی کامل (آدرس، تلفن، پست الکترونیک و)...
 - بیان مسأله، اهمیت مسأله، اهداف پژوهش، ادبیات موضوع، چهارچوب نظری، فرضیه های پژوهش، روش تحقیق، فنون تجزیه و تحلیل، نتیجه گیری و ذکر منابع (مقالات پژوهشی)
 - برای مقاله های مروری چکیده، مقدمه، متن مقاله، ارائه

چارچوب ادراکی، جمع بندی و ذکر منابع لازم است.

- ارجاعات در متن و پایان مقاله به رو شهای زیر باشد:
- الف - مرجع نویسی داخل متن باید در داخل پرانتز و به صورت نام خانوادگی نویسنده، تاریخ انتشار و شماره صفحه باشد.
- ب - مرجع نویسی پایان مقاله بایستی براساس نمونه های زیر به ترتیب الفبایی نام خانوادگی نویسنده مرتب شود.
- ج - در مورد مقالات، نام خانوادگی، نام، تاریخ انتشار، عنوان مقاله، نام مجله، شماره مجله، شماره صفحه
- د - در مورد کتاب، نام خانوادگی، نام، تاریخ انتشار، عنوان کتاب، محل انتشار، ناشر
- عنوان، توضیحات و شماره جداول، الگوها و اشکال، در بالای آن ذکر شود.
- مجله در ویرایش مقاله ها، بدون تغییر در اصل و محتوا آزاد است.
- مقاله های رسیده برگشت داده نمی شود.
- به پیوست یک قطعه عکس با dpi ۳۰۰ از نویسنده یا نویسندگان به همراه ایمیل و شماره تلفن همراه دریافت می شود.

دستورالعمل داوری مقالات مجله آهن و فولاد

اهداف:

- داوری علمی مقالات واصل شده
- حرکت در جهت علمی تر شدن محتوای فصلنامه
- استفاده از نظرات صاحب نظران در غنی کردن فصلنامه

مراحل:

- مقالات واصله که در راستای موضوعات فصلنامه می باشند استخراج و مقوله بندی می شوند.
- مقالات بر حسب تخصص علمی برای دو نفر از اعضاء داوران علمی جهت داوری ارسال می گردد.
- حداکثر دو هفته به داوران فرصت داده می شود که نظرات و نتیجه داوری خود را مطابق فرم پیوست ارائه نمایند.
- در صورتی که دو نفر داور در مورد قابل چاپ بودن مقالات در مجله نظر مثبت داشته باشند، مقالات به صورت مقدماتی پذیرش می شوند.
- مقالاتی که معدل نمرات دو نفر داور بر اساس فرم داوری بین ۳۹ - ۵۰ باشد به صورت چاپ برای فصلنامه انتخاب می گردند (در صورت زیاد بودن مقالات، مقالات دارای رتبه بالاتر در الویت چاپ هستند)

فرم اشتراک

نام: نام خانوادگی: نام پدر: تاریخ تولد:

قسمت یا واحد فعالیت: تحصیلات: شغل:

نشانی: تلفن تماس:

کد پستی: