

The influencing parameters on the formation of surface cracks in continuous casting of steels

Abstract

Surface cracks are a serious quality problem in the continuous casting of steel. Although numerous investigations have been conducted to eliminate this kind of surface defect, and significant improvement has been achieved, there is still a problem especially operating at high casting speeds. Thus, to improve both productivity and quality, additional research is required. In this paper the available literature on the crack formation in steels is reviewed. The purpose of this study is to understand the mechanism of formation of surface cracks in the continuous casting process of steels and to propose methods to eliminate the formation of these defects.

Keywords: surface crack, continuous casting of steel, hot ductility, chemical composition and crack formation.

Conference 2014

پارامترهای مؤثر بر تشکیل ترک‌های سطحی در ریخته‌گری مداوم فولادها

چکیده

ترک‌های سطحی یکی از مشکلات کیفی جدی در فرایند ریخته‌گری مداوم فولادها به شمار می‌آیند. اگرچه تاکنون بررسی‌ها و تحقیقات متعددی جهت رفع این عیب صورت گرفته و بهبودهای قابل توجهی نیز حاصل شده، با این حال هنوز هم به عنوان یک معضل بخصوص در سرعت‌های بالای ریخته‌گری است. بنابراین به منظور افزایش بهره‌وری و کیفیت محصول نیاز به بررسی‌های بیشتری در این زمینه می‌باشد. در این مقاله خصوصیات این ترک‌ها، مکانیزم تشکیل آنها و راهکارهای رفع این عیوب تشریح و ارائه شده است.

واژه‌های کلیدی: ترک‌های سطحی، فرایند ریخته‌گری مداوم فولاد، داکتیلیته گرم، تشکیل ترک، ترکیب شیمیایی.

Conference 2014

مقدمه

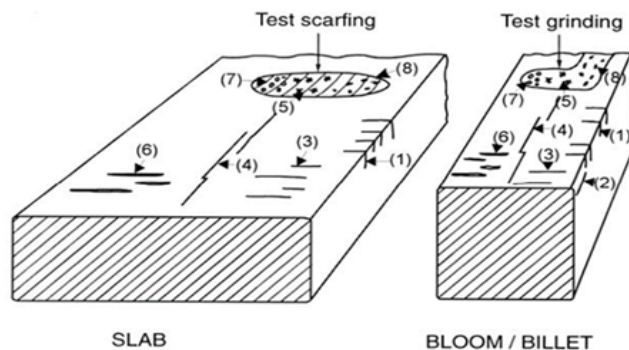
فرآیند ریخته‌گری مداوم فولاد از چند دهه گذشته به دلیل مزایای منحصربفرد و برجسته‌ای نظیر هزینه‌های کم، دوام مطلوب و قابلیت تولید محصولاتی با کیفیت بالا بطور گسترده‌ای در صنعت فولاد مورد استفاده قرار گرفته است. این فرآیند با استفاده از ترکیب سرمایش توسط قالب، افشاندن‌های آبی و خنک‌سازی از طریق تشعشع، قادر به خروج سریع حرارت است. اما سرمایش سریع می‌تواند شیب دمایی حاصل در پوسته جامد را به سرعت تغییر داده و به دلیل انقباض و انبساط پوسته، کرنش‌های حرارتی را در آن ایجاد نماید. تحت شرایط خاصی، شماری از عیوب می‌توانند تشکیل شوند، لذا تشکیل ترک اساساً یک معضل در فرآیند ریخته‌گری مداوم فولاد شناخته شده است. ترک طولی منقطع^۱ یک عیب بسیار جدی و مهم در فرآیند ریخته‌گری مداوم است، زیرا این ترک در معرض هوا قرار داشته و سطوح آن به راحتی اکسید می‌شود، بنابراین در حین فرآیند نورد گرم که متعاقباً صورت می‌گیرد امکان جوش خوردن و حذف این ترک وجود ندارد. اگر این ترک‌ها کوچک باشند، به راحتی توسط سنگ‌زنی برطرف می‌گردند اما اگر طولی و عمیق باشند، حذف آنها از روی سطح محصولات امکان‌پذیر نیست و محصولات برگشتی خواهند شد. بنابراین به منظور بهبود کیفیت و استحکام محصول، حذف و جلوگیری از تشکیل این ترک‌های سطحی بسیار حائز اهمیت است [۱].

خصوصیات ترک‌های سطحی

مکانیزم ایجاد و انتشار ترک بر روی سطح محصولات ریخته‌گری مداوم همانند مکانیزم تشکیل ترک در فرآیند ریخته‌گری معمولی می‌باشد؛ با این تفاوت که در فرآیند ریخته‌گری مداوم به دلیل سرعت ریخته‌گری بالاتر، زمینه تشکیل ترک‌های سطحی مساعدتر است. انواع ترک‌های سطحی در شکل ۱ نشان داده شده است. ترک‌های سطحی ممکن است روی وجوه عریض، وجوه باریک یا گوشه محصولات ریخته‌گری مداوم تشکیل شوند اما در بازرسی چشمی نمایان نیستند مگر اینکه سطح محصول صیقل داده شود. آنها معمولاً همراه با فرورفتگی‌های ناشی از نشانه‌های نوسان^۲ قالب هستند. این ترک‌ها بین دندریتی می‌باشند. ترک‌های سطحی ممکن است ده‌ها میلیمتر طول داشته باشند و بطور کلی مرزخانه‌های آستنیت را دنبال کنند. این ترک‌ها بطور جزئی اکسید شده هستند و مقدار کمی اکسید در انتهای ترک وجود دارد. اما ارزیابی سطوح شکست ترک‌های سطحی، سطوح شکست بین‌دانه‌ای همراه با دیمپل‌های داکتیل متنوعی که بطور برجسته AIN و MnS هستند را مشخص می‌نماید. هاتر نیز ذرات AIN را بر سطوح شکست گزارش داده است [۲].

1- longitudinal midface racking

2- Oscillation marks



- شکل ۱- انواع عیوب سطحی در محصولات ریخته‌گری مداوم [۲].
- تشکیل ترک‌های سطحی بر روی محصولات ریخته‌گری مداوم طی سه مرحله زیر صورت می‌گیرد:
- ۱- **جوانه‌زنی ترک:** پس از گذشت مدت زمان کوتاهی (در حد چند ثانیه) از فرآیند ریخته‌گری، در اثر برخورد مذاب با دیواره سرد قالب، لایه انجمادی در اطراف مذاب شکل می‌گیرد. ضخامت این لایه در فاصله ۱۰ سانتیمتری از سطح آزاد مذاب^۱ به چیزی حدود ۱ میلیمتر می‌رسد. تلاطم‌ها و نوسان‌های موجود در سطح آزاد مذاب و غیریکنواخت بودن سیلان مذاب در قالب ریخته‌گری باعث تأخیر موضعی در انجماد و در نتیجه تشکیل سطحی ناصاف در فصل مشترک جامد/مذاب می‌شود. اصطکاک بین دیواره قالب و لایه انجمادی نیز سبب تشکیل ترک‌های کوچکی می‌شود.

۲- **رشد و اشاعه جوانه‌های ترک (ترک‌های اولیه):** ضمن حرکت لایه انجمادی به طرف پایین، ضخامت پوسته انجمادی افزایش یافته و مقاومت حرارتی در این لایه متمرکز می‌گردد. دمای پوسته کاهش یافته و ویسکوزیته آن بطور نمایی افزایش می‌یابد. بدین صورت اصطکاک افزایش یافته و منجر به ایجاد ترک‌های طولی اولیه می‌شود. در این مرحله اتصال ترک‌های مجاور باعث طولی‌تر شدن ترک‌های سطحی می‌گردد.

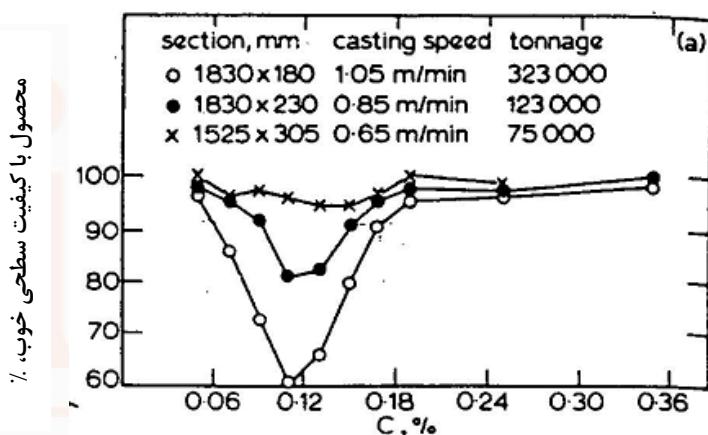
۳- **رشد و اشاعه ترک‌های سطحی ثانویه:** تقریباً ۷۵٪ از ترک‌های سطحی اولیه پس از عبور از نواحی صاف‌کننده و کشاننده تغییر محسوسی در طول آنها رخ نمی‌دهد. با این حال ۲۵٪ از این ترک‌ها رشد نموده و منجر به تشکیل ترک‌های ثانویه می‌گردند که دارای طولی بزرگ‌تر از حداکثر طول ترک اولیه می‌باشد [۳].

بررسی عوامل مختلف در تشکیل ترک‌های سطحی

- اثر ترکیب شیمیایی بر ترک خوردگی طولی

ترک‌های سطحی طولی، متأثر از ترکیب شیمیایی به ویژه کربن (در محدوده ۰/۱۸-۰/۰۷٪ که مستعد به ترک طولی است)، گوگرد، فسفر و نسبت منگنز به گوگرد می‌باشند. افزایش گوگرد و فسفر و کاهش نسبت منگنز به گوگرد منجر به افزایش ترک خوردگی می‌گردد. بطور کلی وجود عناصر نیتروژن، قلع، مس، گوگرد، فسفر، آلومینیم، وانادیم و نیوبیم در ترکیب شیمیایی فولاد، شرایط را برای ایجاد ترک طولی فولاد فراهم می‌کند [۲].

کربن: بخوبی ثابت شده که مقدار کربن یکی از مهمترین عوامل مؤثر بر وقوع و شدت ترک خوردگی می‌باشد. همانگونه که در شکل ۲ مشاهده می‌شود، فولادهایی با مقادیر کربن حدود ۰/۱۲-۰/۱٪ بطور خاصی حساس به تشکیل ترک هستند [۱].



شکل ۲- اثر کربن بر ترک خوردگی طولی فولاد [۱].

یکی از دلایل ایجاد ترک در این محدوده کربن، انقباض شدید فولاد در اثر تحول فازی فریت دلتا به آستنیت در طول انجماد است. این انقباض کرنش‌های کششی را که کرنش حرارتی نامیده می‌شود در جبهه انجماد ایجاد می‌کنند. همراه با سایر کرنش‌های کششی (ناشی از بالچینگ، صاف کننده و غیره)، کرنش حرارتی ممکن است منجر به تولید تنش‌هایی بیشتر از تنش بحرانی برای ایجاد ترک گردد. اختلاف نظرهایی در مورد مقدار کربن بحرانی برای ترک خوردگی طولی وجود دارد که به دلیل تأثیر عناصر آلیاژی و شرایط عملیاتی یا خصوصیات ماشین ریخته‌گری مداوم بر محدوده پریکتیک است. بنابراین می‌توان با افزودن عناصر آلیاژی از واکنش پریکتیک جلوگیری کرد. با این وجود حتی فولادهای غیر پریکتیکی نیز ممکن است بواسطه سایر تحولات فازي که ضمن سرمایش و انجماد اولیه رخ می‌دهد، تحت تأثیر قرار گیرند. در این فولادها نظیر فولادهای کم کربن، فولادهای هایپرپریکتیک و فولادهای سیلسیم‌دار ممکن است تا زمانی که عملیات بعدی روی آنها صورت نگرفته عیوب خود را نشان ندهند. بررسی شده که منگنز و نیکل محدوده (نقطه) پریکتیک را تغییر می‌دهند در حالی که سیلسیم، فسفر، گوگرد، کروم، مولیبدن و وانادیم فقط دمای پریکتیک را کاهش می‌دهند. عناصر آلیاژی علاوه بر تغییر محدوده دمایی برای وانش پریکتیک، کربن معادل را نیز تحت تأثیر قرار می‌دهند (مثل منگنز و نیکل). با توجه به اهمیت تحول پریکتیک، محققان ضریب هر عنصر آلیاژی را بر جابجایی نقطه پریکتیک سیستم آهن-کربن بدست آوردند. با استفاده از این ضرایب می‌توان کربن معادل را به صورت $C_{peri} = C + \sum K_i \cdot X_i$ بیان نمود که در آن C_{peri}

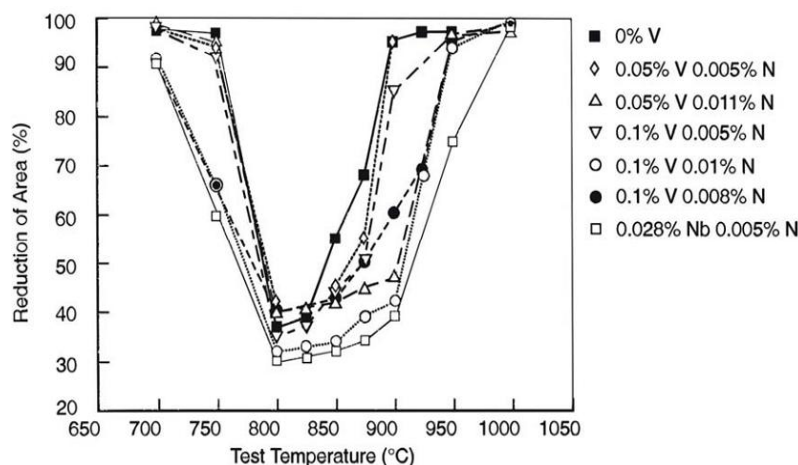
کربن معادل پریکتیک، C غلظت کربن فولاد بر حسب درصد وزنی، X_i غلظت هر یک از عناصر آلیاژی فولاد به صورت درصد وزنی و K_i ضریب عنصر i می‌باشد. در جدول ۱ تعدادی از روابط برای محاسبه کربن معادل پریکتیک ارائه شده است [۱، ۲، ۴ و ۵].

جدول ۱- روابط مختلف برای محاسبه کربن معادل پریکتیک [۲]

| ردیف | فرمول | %C | %S |
|------|---|-----------|-------------|
| ۱ | $C_p \text{ Wolf Formula (1991)} = C(\%) + 0.02 \text{ Mn}(\%) - 0.1 \text{ Si}(\%) + 0.04 \text{ Ni}(\%) - 0.04 \text{ Cr}(\%) - 0.1 \text{ Mo}(\%) - 0.7 \text{ S}(\%)$ | ۰/۱۴-۰/۲۴ | ۰/۰۰۳-۰/۰۸ |
| ۲ | $C_p \text{ Voest-Alpine (2001)} = C(\%) + 0.02 \text{ Mn}(\%) - 0.037 \text{ Si}(\%) + 0.023 \text{ Ni}(\%) - 0.0254 \text{ Cr}(\%) - 0.0189 \text{ Mo}(\%) + 0.0414 \text{ P}(\%) - 0.7 \text{ S}(\%) + 0.7 \text{ N}_2(\%) + 0.003 \text{ Cu}(\%) - 0.0276 \text{ Ti}(\%)$ | ۰/۱۱-۰/۲۳ | ۰/۰۰۳-۰/۰۸۴ |
| ۳ | $C_p \text{ British steel (1998)} = C(\%) - 0.3 \text{ Mn}(\%) + 0.67 \text{ Si}(\%) - 0.84 \text{ Ni}(\%) + 0.5 \text{ Cr}(\%) + 0.51 \text{ Mo}(\%) - 0.16 \text{ P}(\%) - 0.41 \text{ S}(\%) - 1.03 \text{ Cu}(\%) + 0.33 \text{ Ti}(\%) - 0.14 \text{ Co}(\%) + 1.88 \text{ W}(\%)$ | ۰/۱۱-۰/۲۳ | ۰/۰۰۳-۰/۰۸۴ |
| ۴ | $C_p \text{ (1998)} = C(\%) + 0.02 \text{ Mn}(\%) - 0.01 \text{ Si}(\%) + 0.04 \text{ Ni}(\%) + 0.02 \text{ Cr}(\%) + 0.67 \text{ S}(\%)$ | ۰/۰۷-۰/۱۵ | ۰/۰۳۰-۰/۰۴۰ |

نئوبیم: افزایش نیوبیم موجب ترویج و ترفیع ترک‌های سطحی در محصول ریخته‌گری مداوم می‌گردد. مقدار نیوبیم مورد نیاز برای تشکیل ترک‌های سطحی بسیار کم است و دیده شده که با افزایش مقدار نیوبیم از ۰/۰۱٪ به بالا، تشکیل ترک شدیداً افزایش می‌یابد. نئوبیم منطقه کاهش داکتیلیته گرم را به طرف دماهای بالاتر وسعت می‌دهد، به طوری که افزایش بسیار کم نئوبیم تا ۰/۰۱۷٪ اثر زیان‌باری داشته و تا ۰/۰۷۴٪ داکتیلیته شدیداً کاهش می‌یابد. افزودن آلومینیوم به فولادهای نئوبیم‌دار نیز منجر به افزایش ترک می‌گردد زیرا ناحیه کم داکتیلیته را وسیع‌تر و عمیق‌تر می‌کند. افزودن نیتروژن نیز ایجاد ترک سطحی را در فولادهای محتوی نئوبیم، افزایش می‌دهد اما اگر نیتروژن زیر ۴۰ppm حفظ شود، احتمال ترک حداقل می‌شود. همچنین افزایش ۰/۲-۰/۳٪ مس و نیکل در این فولادها تشکیل ترک سطحی را تشدید می‌کند. عناصری که تشکیل ترک سطحی را در فولادهای نئوبیم‌دار کاهش می‌دهند عبارتند از: تیتانیم، فسفر، سرب و زیرکونیم. افزایش تیتانیم تا حدود ۰/۰۲-۰/۰۴٪ به منظور کاهش ترک‌های سطحی مورد نیاز است؛ اما به طور دقیق‌تر، ۰/۰۱۵٪ تیتانیم جهت حذف کامل ترک‌ها مورد نیاز خواهد بود. علت این موضوع به واسطه اثر قفل کنندگی مرزانه توسط رسوبات TiN پایدار در دماهای بالا است که منجر به تشکیل دانه‌های ریز آستنیت می‌گردد. همچنین تیتانیم به دلیل تشکیل رسوبات درشت، می‌تواند بهبود مؤثری را بر رفتار داکتیلیته گرم فولادهای نئوبیم‌دار ارائه دهد [۲].

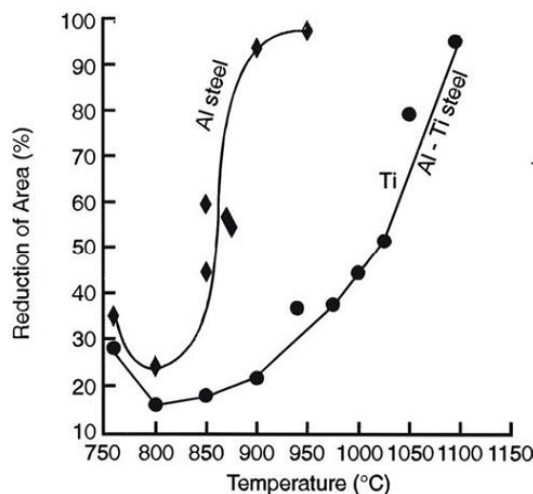
وانادیم: در مقادیر نیتروژن زیر ۵۰ppm، عنصر وانادیم اثر کمی بر ترک خوردگی سطحی دارد (تا محدود ۰/۰۱٪). با این حال در مقادیر نیتروژن بالا (۲۰۰ppm)، امکان ترک خوردگی سطحی در فولادهای حاوی ۰/۱۵٪ وانادیم وجود دارد. در شکل ۳ اثر وانادیم بر داکتیلیته گرم نشان داده شده است.



شکل ۳- اثر وانادیم و نیتروژن بر داکتیلیته گرم [۲].

اختلاف‌ها در رفتار داکتیلیته فولادهای وانادیم‌دار و نئوبیم‌دار به اختلاف در رفتار رسوب‌گذاری آنها مربوط می‌شود. فولاد وانادیم‌دار رسوب‌گذاری VN ناچیزی از خود ارائه می‌دهد، اما فولادهای محتوی نئوبیم، رسوب‌گذاری NbCN قابل توجهی را از خود نشان می‌دهد که این اختلاف ناشی از اختلاف در قابلیت انحلال این دو نوع رسوب است. همچنین رسوبات VN نسبت به رسوبات NbCN، تحت شرایط مشابه ریخته‌گری درشت‌تر هستند و بنابراین اثر مخرب کمتری روی داکتیلیته گرم دارند [۲].

تیتانیوم: تحقیقات کمی در مورد تأثیر تیتانیوم تنها بر ترک خوردگی سطحی وجود دارد. طبق تحقیقات انجام شده اگر مقدار تیتانیوم در محدوده ۰/۰۱-۰/۰۶٪ باشد هیچگونه عیب سطحی در محصول بوجود نمی‌آید. در برخی گزارش‌ها بهبود آشکار داکتیلیته گرم در اثر افزایش تیتانیوم، ناشی از اصلاح و بهبود اندازه دانه خصوصاً در فولادهای حاوی آلومینیم است (شکل ۴). برای شرایطی نظیر نسبت استوکیومتری تیتانیوم به نیتروژن، در فولادهای کم نیتروژن که کسرهای حجمی زیادی از ذرات ریز TiN شکل می‌گیرند، در فولادهای کم نیتروژن، افزایش تیتانیوم می‌تواند برای داکتیلیته گرم زیان‌بار باشد.



شکل ۴- اثر تیتانیوم بر داکتیلیته گرم فولادهای آلومینیم دار [۲].

عناصر باقیمانده: عناصر باقیمانده‌ای نظیر قلع، فسفر، آنتیموان و مس در فرآیند ریخته‌گری، حین انجماد مذاب به جبهه انجماد پس‌زده می‌شوند و با تجمع در مرزخانه‌ها و تشکیل ترکیبات یوتکتیکی با نقطه ذوب پایین باعث تضعیف مرزخانه‌ها و وقوع ترک در حین کار گرم می‌شوند. از طرفی دیگر، در سرعت‌های ریخته‌گری کم جدایش این عناصر در مرزخانه‌های آستنیت منجر به شکنندگی گرم و در نتیجه ایجاد ترک‌های سطحی در امتداد مرزخانه‌های آستنیت بر روی پوسته انجمادی اولیه نزدیک سطح آزاد مذاب می‌گردد. جدایش قلع بر مرزخانه‌های آستنیت بنا به دلایل زیر، یکی از فاکتورهای اصلی در کاهش داکتیلیته است.

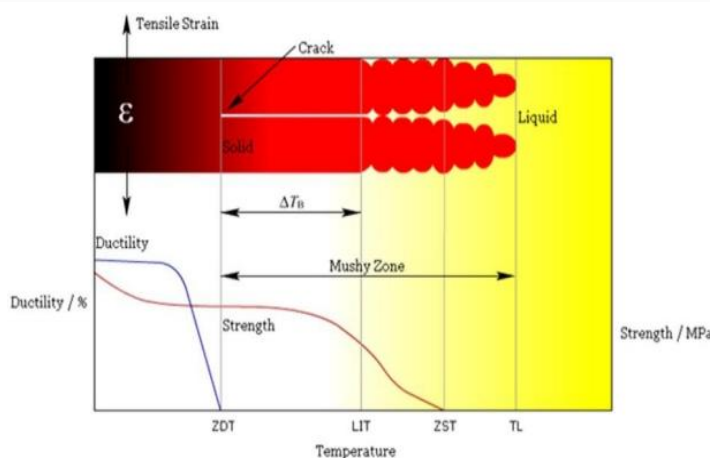
- جدایش قلع بر مرزخانه‌های آستنیت، انرژی فصل مشترک را کاهش می‌دهد و بدین طریق مرزخانه را جهت کمک به جوانه‌زنی و رشد برآمدگی‌هایی بر مرزخانه ضعیف و مساعد می‌کند.

- دلیل تردی بصورت یک برجستگی نابجایی‌ها در مرزخانه آستنیت در نظر گرفته می‌شود. در نرخ کرنش کم، عدم تطابق یا اختلاف در تغییر شکل نزدیک مرزخانه، نابجایی تولید می‌کند که می‌تواند توسط نفوذ جای خالی به مرزخانه که توسط قلع جدایش یافته بی‌حرکت هستند (قفل شده‌اند) از بین برود. با افزایش رشد و بهم پیوستن میکرو حفره‌ها، شکست بین‌دانه‌ای رخ می‌دهد.

- قلع از مهاجرت مرزخانه و تبلور مجدد دینامیکی که هر دو میکرو حفره‌های موجود بر مرزخانه‌ها را ترمیم می‌کنند و جوانه‌زنی میکرو حفره‌ها را کاهش می‌دهند، ممانعت می‌کند؛ در حالی که مهاجرت مرزخانه و تبلور مجدد دینامیکی جهت بازایی داکتیلیته گرم مفید هستند. با بررسی منحنی‌های تنش-کرنش مشخص شده که درجه حرارت تبلور مجدد دینامیکی برای فولادهایی با قلع کمتر، پایین‌تر از فولادهایی با قلع بیشتر است. درجه حرارت مهاجرت مرزخانه پایین‌تر از درجه حرارت تبلور مجدد دینامیکی است؛ لذا باید در نظر گرفت که با افزایش میزان عناصر باقیمانده نظیر قلع، دمای بحرانی برای کاهش داکتیلیته گرم بالا می‌رود.

در محدوده دمایی که داکتیلیته گرم فولاد بدلیل جدایش قلع بر مرزخانه کاهش می‌یابد، حتی یک تنش حرارتی کوچک نیز می‌تواند منجر به تشکیل ترک‌های سطحی بر روی پوسته انجمادی گردد. در ناحیه سردکنندگی ثانویه، اگر دمای سطح بلوم در ناحیه تردی قرار گیرد، ممکن است ترک‌های سطحی جدیدی شکل گیرد. بعبارت دیگر، ترک‌های اولیه که در قالب ایجاد شده‌اند ممکن است در این ناحیه بیشتر رشد کنند و سرانجام ترک‌های طولی جدی و خطرناکی را بر روی سطح بلوم ایجاد نمایند [۶ و ۲].

گوگرد و منگنز: به طور کلی گوگرد با جدایش به مناطق مرزی باعث تردی این نواحی می‌شود اما هرگونه سولفیدی که در زمینه تشکیل شود تأثیر کمی بر داکتیلیته گرم خواهد داشت. عنصر گوگرد بر روی دماهای ZST^1 (دمای استحکام صفر: دمایی در منطقه خمیری که در دماهای بالاتر از آن، استحکام فولاد صفر است) و LIT^2 (دمای عدم نفوذ مذاب: دمایی در منطقه خمیری که در دماهای پایین‌تر از آن بازوهای دندریتی به گونه‌ای بهم متصل شده‌اند که مذاب نمی‌تواند بین آنها نفوذ کند) اثر قابل توجهی ندارد ولی تأثیر آن بر دمای ZDT^3 (دمای داکتیلیته صفر: دمایی است که در آن داکتیلیته برای اولین بار در طول منطقه خمیری شروع به افزایش می‌کند) قابل ملاحظه است که به دلیل جدایش گوگرد در مراحل نهایی انجماد می‌باشد و لذا محدوده دمایی تردی به سمت دماهای پایین‌تر کشیده می‌شود، در نتیجه با افزایش مقدار گوگرد احتمال وقوع ترک افزایش می‌یابد. گوگرد در ترکیب با آهن (FeS) دمای انجماد مذاب میکروجدایش یافته را تا حدود $1200^{\circ}C$ کاهش می‌دهد که این دما زیر دمای سالیدوس (بسته به مقدار کربن در محدوده دمایی $1400-1500^{\circ}C$) می‌باشد. شکل ۵ دماهای مختلف در منطقه خمیری را نشان می‌دهد [۷].



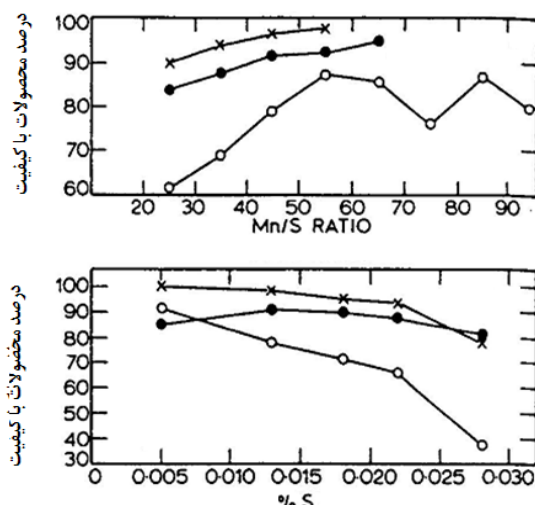
شکل ۵- شماتیک از بازوهای دندریتی و دماهای مختلف در ناحیه خمیری [۷].

بنابراین دیده شده که مقدار گوگرد بالا بخصوص بیشتر از $0.015-0.020\%$ بدلیل افزایش میزان ترک خوردگی سطحی، اثر زیان باری بر خواص مهندسی فولاد دارد. جهت خنثی کردن اثر منفی گوگرد در ایجاد ترک می‌توان از عنصر منگنز در فولاد استفاده نمود. منگنز در اثر ترکیب با گوگرد جدایش یافته به صورت MnS یا (Mn,Fe)S در آمده که دمای انجماد آن $1520^{\circ}C$ می‌باشد. در شکل ۶ اثر منگنز و گوگرد بر کیفیت سطحی محصولات ریخته‌گری مداوم نشان داده شده است.

1- Zero strength temperature (ZST)

2- Liquid impenetrable temperature (LIT)

3- Zero ductility temperature (ZDT)



شکل ۶- اثر گوگرد و منگنز بر درصد محصولات با کیفیت سطحی مطلوب [۱].

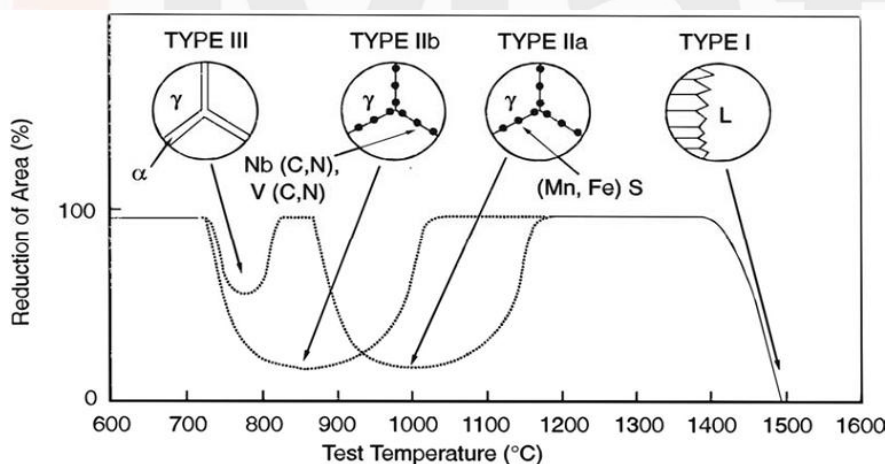
بنابراین اثر اصلی منگنز علاوه بر حصول خواص دیگر در فولاد، افزایش دمای انجماد سولفید در ناحیه دندریته‌های داخلی و محدود نمودن محدوده دمایی کم داکتیلیته و لذا کاهش وقوع ترک می‌باشد. نسبت منگنز به گوگرد در جلوگیری از تشکیل فازهایی با نقطه ذوب پایین، اهمیت به سزایی دارد. به دلیل اینکه گوگرد تمایل زیادی به جدایش دارد، این نسبت حتی به حدود ۶۰ به ۱ نیز می‌رسد. جهت کاهش مقدار گوگرد در فولاد بهتر است از اضافه کردن بیش از حد منگنز جلوگیری کرد، زیرا در غیر این صورت افزایش بیش از حد آخال‌های سولفیدی می‌تواند سبب تخریب داکتیلیته در دماهای بالا شود. نتایج تجربی نشان داده که افزایش نسبت منگنز به گوگرد Mn/S بالای ۳۰-۲۵ سبب کاهش ترک می‌گردد [۱، ۲، ۸-۶].

- اثر شرایط و پارامترهای ریخته‌گری

سرعت ریخته‌گری یکی از بزرگترین اثرات را بر وقوع ترک‌های سطحی دارد. بطور کلی با افزایش سرعت ریخته‌گری تشکیل ترک طولی افزایش می‌یابد. افزایش ترک‌های طولی ناشی از افزایش سرعت ریخته‌گری ممکن است مربوط به کاهش مصرف پودر قالب باشد. کاهش مصرف پودر قالب با کاهش در ضخامت متوسط پودر بین قالب و شمش همراه است (در سرعت‌های بالا، جریان شدید مذاب به پوسته فولادی برخورد می‌کند و باعث کاهش ضخامت پوسته و کاهش فاصله هوایی می‌شود) در نتیجه با توجه به پیچیدگی انتقال حرارت در قالب، با کاهش مصرف پودر شار حرارتی در قالب افزایش می‌یابد. به طور کلی افزایش سرعت ریخته‌گری می‌تواند سبب افزایش شار حرارتی در ناحیه سطح آزاد مذاب، تلاطم زیاد سطح آزاد مذاب و انجماد ناپایدار، غیریکنواختی موضعی در رشد پوسته انجمادی و گرم شدن موضعی نواحی نازک و نتیجتاً تشکیلی ترک‌های طولی و پارگی شود. همچنین سرعت‌های ریخته‌گری کم، خطر تشکیل ترک سرد را افزایش می‌دهد. از سوی دیگر، طول متالورژیکی در تناسب مستقیم با سرعت ریخته‌گری و تعیین کننده حداکثر سرعت ریخته‌گری یک ماشین ریخته‌گری مداوم است و با افزایش شدت سرمایش افشانک‌های آبی نمی‌توان آن را بطور قابل توجهی کوتاه نمود.

فوق گذاز هم بر جوانه زنی و رشد دانه های هم محور که ساختار انجمادی را کنترل می کنند و هم بر عیوبی نظیر جدایش خط مرکزی و ترک ها تأثیر گذار است. هرچه فوق گذاز بیشتر باشد، طول ناحیه انجماد ستونی بیشتر و لذا احتمال ترک خوردگی محصول بالاتر خواهد بود. در دماهای پایین ریخته گری، ساختار هم محور به وجود می آید که این نوع ساختار در برابر تشکیل ترک مقاومت بیشتری نشان می دهد.

خواص مکانیکی فولادها در دماهای بالا در تشکیل ترک حین فرایند ریخته گری مداوم به ویژه در منطقه خمیری بسیار حائز اهمیت می باشد. اکثر ترک ها بجز ترک های عرضی مشاهده شده در ریخته گری مداوم فولاد در امتداد بازوهای دندریتی در منطقه خمیری تشکیل و اشاعه می یابند. کاهش داکتیلیته منطقه خمیری همراه با میکروجدایش عناصر آلیاژی (محلول) در فصل مشترک دندریتهای در حال انجماد است. جدایش عناصر آلیاژی بطور موضعی دمای سالیدوس مذاب بین دندریتی را پایین تر می آورد و منجر به داکتیلیته تقریباً ناچیز در این منطقه می شود. ترک های شکل گرفته در این منطقه نمی توانند توسط فولاد مذاب پر شوند؛ زیرا بازوهای دندریتی به اندازه ای چگال و متراکم هستند که از ورود هرگونه مذاب به درون ترک ها جلوگیری می کنند. می توان ۴ ناحیه کم داکتیلیته مجزا را در فرآیند ریخته گری مداوم مشخص نمود. در شکل ۷ بطور شماتیکی این ۴ ناحیه روی یک منحنی داکتیلیته گرم نشان داده شده است.



شکل ۷- انواع مناطق داکتیلیته [۲].

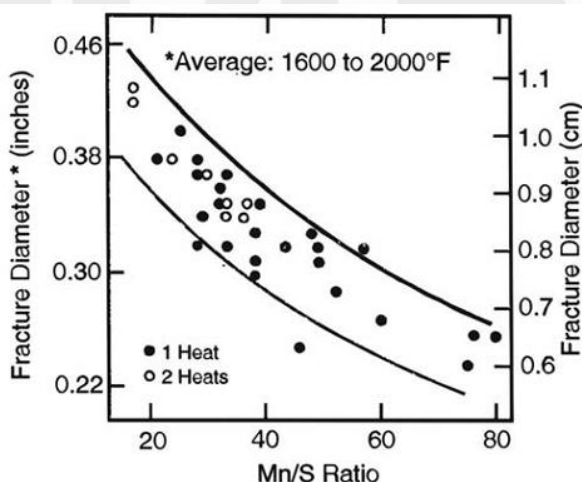
ناحیه ۱: ناحیه تردی ناشی از ذوب شدن اولیه.

ناحیه ۲: تردی ناشی از تشکیل ذرات فاز ثانویه (Mn,Fe)S

ناحیه ۳: تردی ناشی از تشکیل ذرات فاز ثانویه Nb(C,N), AlN, V(C,N)

ناحیه ۴: تردی ناشی از تحول فازی

ناحیه ۱ در دماهای بالا، حدوداً 50°C - 20°C زیر دمای سالیدوس اتفاق می‌افتد. سطوح شکست توسط شکست بین‌دندریتی و حضور ذراتی نظیر MnS شناخته و مشخص می‌شوند. این ناحیه کم داکتیلیته، همراه با ذوب شدن اولیه در بین دندریت‌ها و مرزدانه‌هاست و در تشکیل انواع مختلف عیوب در محصولات ریخته‌گری مداوم نظیر ترک‌های سطحی طولی مهم می‌باشد. جدایش عناصری نظیر گوگرد به داخل نواحی بین دندریتی در طول انجماد، در این نوع شکست مهم و حائز اهمیت می‌باشد. این ناحیه کم داکتیلیته ممکن است دلیلی برای فاز شروع (ایجاد) ترک‌های سطحی باشد، نظیر ترک‌های زیر سطحی کوچک که همراه با اثرات نوسان قالب مشاهده می‌شوند. اثرات نوسان قالب خود مناطقی هستند که در مراتب بالای جدایش عناصری نظیر گوگرد، فسفر و منگنز می‌توانند اتفاق بیافتند. انتقال حرارت به قالب در مجاورت اثر نوسان قالب نیز کم است که تمایل خواهد داشت دما را بالا و داخل ناحیه تردی نگه دارد. ناحیه ۲ سراسر محدوده دمایی 1200°C - 900°C اتفاق می‌افتد و بستگی به ترکیب شیمیایی و شرایط آزمایش دارند و سطوح شکست نوعاً در امتداد مرزدانه‌های آستنیت قرار دارند و گاهی اوقات حضور ذرات فاز ثانویه دیده شده است. این نواحی کم داکتیلیته همراه با رسوبات (Mn,Fe)S در ناحیه ۲ و Ti(C,N) ، Nb(C,N) ، V(C,N) و AlN در ناحیه ۳ می‌باشند. کاهش داکتیلیته نوع دوم بطور مؤثری وابسته به ترکیب شیمیایی بخصوص نسبت منگنز به گوگرد می‌باشد (شکل ۸). همچنین گفته شده که کاهش داکتیلیته ۲ ناشی از رسوب‌گذاری ذرات مذاب FeS و کاهش عدم اتصال و چسبندگی و پیوستگی^۱ مرزدانه به دلیل جدایش گوگرد است.



شکل ۸- اثر نسبت منگنز به گوگرد بر داکتیلیته گرم [۲].

کاهش داکتیلیته نوع ۳ توسط لغزش مرزانه‌های آستنیت که تشکیل ترک در مرزانه‌ها را تشدید و ترویج می‌بخشد و حضور ذرات فاز ثانویه نظیر $V(C,N)$ ، $Nb(C,N)$ و یا AlN آغاز و اعمال می‌گردد. نقش مهم این ذرات عبارتست از تأخیر در آغاز (شروع) تبلور مجدد و کاهش کرنش لازم برای شکست. دمای بالا در انتهای این منطقه کم داکتیلیته همراه با آغاز تبلور مجدد است. اگر تبلور مجدد بتواند قبل از شکست اتفاق بیافتد، همه ترک‌های مرزانه‌ای در حال اشاعه، متوقف شده و امکان اشاعه و انتشار بیشتر آنها وجود ندارند. در میان عناصر تشکیل دهنده فازهای ثانویه، وانادیم نسبت به نئوبیم تأخیر کمتری در تبلور مجدد ایجاد می‌کند.

ناحیه ۴ که سراسر محدوده دمایی $۶۰۰-۹۰۰^{\circ}C$ اتفاق می‌افتد وابسته به ترکیب شیمیایی است و اگر نوع کم داکتیلیته ۲ و ۳ حضور داشته باشد، این دو منطقه داکتیلیته می‌توانند با هم ادغام شوند. سطوح شکست توسط شکست‌های بین‌دانه‌ای مشخص می‌شود و پخ‌های (یا سطوح کوچک) دانه‌های خاصی اغلب همراه با تشکیل حفره پیرامون ذرات فاز ثانویه است. این اعتقاد وجود دارد که این ناحیه کم داکتیلیته توأم با تحول آستنیت به فریت است.

فولاد نه تنها در محدوده دمایی $۸۰۰-۱۲۰۰^{\circ}C$ بلکه در دماهای بالاتر از $۱۴۵۰^{\circ}C$ نیز کاملاً ترد می‌شود. محدوده دمایی ذکر شده، محدوده دمایی داکتیلیته صفر نامیده می‌شود که تقریباً $۷۰-۳۰^{\circ}C$ زیر دمای انجماد است [۲ و ۶ و ۸].

- اثر انتقال حرارت بر ترک خوردگی فولاد در فرایند ریخته‌گری مداوم

تغییرات گرادیان دمایی عبوری از پوسته جامد ناشی از افزایش یا کاهش زیاد در نرخ خروج حرارت، منجر به انبساط حرارتی متفاوت و تولید تنش‌ها و کرنش‌های حرارتی بالا در فلز در حال انجماد می‌گردد. در بخش‌های زیر پدیده‌های مختلف انتقال حرارت که ضمن ریخته‌گری مداوم اتفاق می‌افتد ذکر شده است [۹].

اثر انتقال حرارت در قالب: انتقال حرارت در فصل مشترک فلز/ قالب در ریخته‌گری مداوم به سرمایش اولیه در قالب برمی‌گردد. این سرمایش با زمان یا فاصله زیر قالب تغییر می‌کند و به دو ناحیه تماس مستقیم قالب/ پوسته و سرمایش فاصله هوایی تقسیم می‌گردد. ابتدا در سطح آزاد مذاب، فلز در حال انجماد در تماس نزدیک با قالب است و نرخ انتقال حرارت بسیار بالاست. وقتی که یک فاصله هوایی یا گپ تشکیل شد، نرخ انتقال حرارت به میزان زیاد و قابل توجهی کاهش می‌یابد، در نتیجه یک گرم شدن مجددی داخل پوسته جامد اتفاق می‌افتد. در مرحله دوم، حرارت بطور همرفتی از پوسته توسط مقاومتهای حرارتی فاصله هوایی، دیواره قالب و فصل مشترک قالب/ آب خنک کننده انتقال می‌یابد. در فرایند ریخته‌گری مداوم فولاد، انتقال حرارت در در فرایند ریخته‌گری مداوم فولاد، انتقال حرارت در در فرایند ریخته‌گری مداوم فولاد، انتقال حرارت در حضور فلاکس قالب پیچیده است. بخشی از فلاکس/سرباره مذاب در برخورد با دیواره سرد قالب متبلور شده و یک لبه^۱ فلاکس/سرباره جامد ایجاد می‌کند. رسانایی سرباره به کریستالی بودن لایه سرباره بستگی دارد. بطور کلی فلاکس متبلور انتقال حرارت کمتری نسبت به فلاکس شیشه‌ای دارد [۹].

اثر سرمایش ثانویه: تنها حدود ۵۰ تا ۶۰ درصد از مقدار حرارت کل در فرایند ریخته‌گری مداوم توسط سرمایش ثانویه حذف می‌گردد. در خنک کننده ثانویه سرمایش موضعی ناگهانی می‌تواند کرنش‌های کششی را در سطح تولید کند؛ در حالیکه گرم شدن مجدد (بواسطه گرفتگی افشانک‌ها و الگوی نامناسب پاشش، سرمایش بیش از حد اسپری یا طول ناکافی افشانک‌ها)، کرنش‌های حرارتی را در جبهه انجماد ایجاد می‌کند. کرنش‌های حرارتی در جهت عرضی اعمال می‌شوند و مسبب ایجاد ترک‌های طولی هستند. اگر این

کرنش‌های کششی بطور موضعی از کرنش شکست فلز تجاوز کند، ترک‌ها تشکیل می‌شوند. پیشرفت‌هایی نظیر سرمایه‌گذاری پایدار، سرمایه‌گذاری پاششی-غباری و کنترل همزمان فرآیند با مدل‌های ریاضی به بهبود سرمایه‌گذاری ثانویه در ریخته‌گری مداوم کمک می‌کند [۹-۱۱].

نتیجه‌گیری

نتایج و برخی از راهکارهای جلوگیری از تشکیل ترک در فرآیند ریخته‌گری مداوم به شرح زیر می‌باشد:

(الف) ترکیب شیمیایی: پیشنهاد می‌گردد که به منظور حداقل نمودن تشکیل ترک در حین ریخته‌گری، ترکیب شیمیایی به گونه‌ای انتخاب شود که رفتار داکتیلیته گرم در فرآیند تولید محصول نهایی حداکثر گردد. در ادامه توصیه‌هایی برای کمک به حداکثر کردن داکتیلیته گرم و حداقل نمودن تشکیل ترک سطحی بسته به ترکیب شیمیایی ارائه شده است:

تنظیم مقدار کربن و عناصر آلیاژی جهت جلوگیری از انجماد پریکتیکی (خصوصاً دور شدن از کربن در محدوده ۰/۱۰-۰/۱۳٪) (جدول ۱). کاهش نئوبیم ذوب به زیر ۰/۰۱٪: جایگزینی وانادیم یا ترکیبات وانادیم/ نیتروژن به جای نئوبیم. کاهش آلومینیم و نیتروژن ذوب. افزودن وانادیم و تیتانیم (۰/۰۶٪) به فولادهای نئوبیم‌دار. افزودن تیتانیم خصوصاً در ذوب‌های آلومینیم‌دار. کاهش آلومینیم محلول در ذوب‌های نئوبیم‌دار. افزایش نسبت منگنز به گوگرد در رنج بهینه ۱۲۰-۷۰.

(ب) پودر قالب: طراحی فلاکس قالب متناسب با سرعت ریخته‌گری است. عبارتی دیگر فلاکس قالبی که دمای تبلور بالایی دارد مناسب‌تر می‌باشد.

(ج) پارامترهای ریخته‌گری: حداقل نمودن انتقال حرارت توسط مستقیم نمودن مجرای نازل و بهینه‌سازی عمق غوطه‌وری آن. کنترل فوق‌گداز و سرمایه‌گذاری ثانویه جهت کاهش انجماد دندریتی و فواصل بین آنها. کنترل سرعت ریخته‌گری جهت کاهش نوسان و تلاطم سطح آزاد مذاب قالب، اصطکاک در فصل مشترک پوخته در حال انجماد و قالب و غیر یکنواختی موضعی در رشد پوخته انجمادی که می‌تواند منجر به گرم شدن موضعی نواحی نازک پوخته شود.

(د) قالب: عدم استفاده از قالبی با شیب ثابت خصوصاً در سرعت‌های ریخته‌گری بالا و ریخته‌گری فولادهای پریکتیکی.

(و) خنک کننده ثانویه: جلوگیری از گرم شدن مجدد شاخه زیر افشانک‌ها جهت جلوگیری از ایجاد تنش کششی داخلی و ترک‌های گرم (با جلوگیری از گرفتگی نازل‌ها و کنترل فوق‌گداز و سرعت ریخته‌گری)، کنترل هم محوری خنک کننده ثانویه و قالب.

(ه) تلاطم مفراط سطحی: ممکن است بی‌ثباتی و تغییرات سریع سطحی را ایجاد کند. این پدیده می‌تواند انجماد پایدار را در سطح آزاد مذاب از بین ببرد و منجر به اثرات عمیق نوسان قالب، فرورفتگی‌های سطحی، ترک‌های سطحی و بدام افتادن موضعی سرباره قالب و عیوب لایه‌ای شود. افزون بر این، عبور جریان با سرعت بالا از سطح بالایی مذاب ممکن است قطرات سرباره مذاب قالب را به داخل ذوب بکشانند. از سوی دیگر اگر تغییرات سطحی کافی نباشد یا اگر فوق‌گداز موضعی در فولاد مذاب نزدیک سطح آزاد مذاب خیلی پایین باشد، ممکن است سطح آزاد مذاب بطور موضعی منجمد گردد و اثرات عمیق حاصل از نوسان قالب و شاخک‌هایی را در سطح آزاد مذاب شکل دهد.

مراجع

- [1] J. Konishi, Modelling of the formation of longitudinal facial cracks in the conynuous casting of steel slabs, Metals and materials engineering, 1996.
- [2] D. N. Crowther, The effects of microalloying elements on cracking during continuous casting, Corus group, Sweden technology centre, Moorgate, Rotterdam, S60 3AQ, UK.
- [3] H. Kometani, Fractal analysis of the surface cracks on continuously cast steel slabs, Metallurgical and materials transaction B. Vol. 29h, (1998), pp. 1261-1267.
- [4] M. S. Kulkarni and A. subash Babu, managing quality in continuous casting process using product quality model and simulated annealing (2004).
- [5] D. Ronald and J. selines, selection of stirring and shrouding gases for steelmaking application, 1988.
- [6] Y. Ping, Ch. Weiqing and Ch. Bo, Influence of residuals on hot ductility and longitudinal cracks of CC round billet, Electric furnace conference proceeding (1998).
- [7] K. H. Kim, T. J. Yeo, K. H. Oh and d. N. lee, Effect of carbon and sulphur in continuously cast strand on longitudinal surface cracks, ISIJ International, Vol 36, 1996, 287-289.
- [8] J. K. Park, B. G. Thomas, I. V. Samarasekera, analysis of thermomechanical behavior in billet casting with different mould corner radii, Ironmaking and steelmaking (2002), Vol. 29, No. 5, pp. 359.
- [9] J. sengupta, B. G. Thomas and M. A. Wells, The use of water cooling during the continuous casting of steel and aluminum alloys, Metallurgical and materials transactions A, Vol. 36A, pp. 187-204, 2005.
- [10] Y. Meng and B. G. Thomas, heat transfer and solidification model of continuous slab casting, Metallurgical and materials transactions B, Vol. 34B, No. 5, pp. 685-705, 2003.
- [11] J. sengupta, B. G. Thomas and M. A. Wells, Understanding the role water cooling plays during continuous casting of steel and aluminum alloys, MS&T conference proceeding (2004).