

اثر جدایش بور بر ترک سطحی فولاد بوردار کم کربن^۱

ترجمه: محمدحسین نشاطی

چکیده

مشخصه جدایش بور بر اساس مدل جدایش و آنالیز توزیع آماری موقعیت اولیه تجزیه و تحلیل شد و ترک افقی [عرضی] سطحی با استفاده از میکروسکوپ متالوگرافی و میکروسکوپ الکترونی روبشی مشاهده شد. محاسبه نظری نشان می‌دهد که عنصر بور هنگامی که کسر انجماد بیش از ۰٫۹ باشد، تمایل قوی به جدایش دارد، در پایان انجماد، محتوای بور حدود ۷۰ برابر بیشتر از مقدار اولیه بور است، و سرعت سرد کردن هیچ تأثیر آشکاری بر جدایش بور ندارد. جدایش در منطقه بیرونی بزرگتر بود و حداکثر جدایش در چهار نمونه آزمایشی به ترتیب ۳۲٫۳۷۲، ۱۸٫۰۰۸، ۷٫۲۸۵ و ۱۸٫۳۹۲ است. میکرو-مورفولوژی ترک، نشان می‌دهد که جهت امتداد ترک به صورت عمود بر سطح و وجه بیلت است و ترک افقی در اثر گسترش میکرو-ترک‌های زیرپوستی و حباب‌های ریز موجود در بیلت‌ها در طی نوردکاری، ایجاد می‌شود. ذرات فلز و آخال‌های گروهی به مقطع ترک متصل هستند.

مقدمه

افزودن مقدار اندکی عنصر بور در فولاد می‌تواند سختی‌پذیری و سختی سطح را بطور قابل توجهی بهبود بخشد، و همچنین به استحکام بالاتر و تقویت چقرمگی (تافنس) منتج گردد [۱،۲]. اما، عنصر بور برای فرآیند ریخته‌گری پیوسته مضر است، عمدتاً بر روی ترک سطحی بیلت‌ها متمرکز می‌باشد [۳]. تحقیقات در مورد ترموپلاستیسیته (گرمانرمی) فولاد بور-دار نشان می‌دهد که دامنه دمای شکنندگی $1300-900^{\circ}\text{C}$ است و کاهش سطح مقطع آن [در نقطه شکست] فقط ۳۹-۲۳ درصد با محتوای بور $0.01\text{wt}\%$ است. دمای صافکاری در دامنه فوق به آسانی باعث ایجاد ترک در بیلت‌های ریخته‌گری پیوسته می‌شود [۴-۶]. نتایج مشاهده با میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و میکروسکوپ الکترونی عبوری (TEM) نشان می‌دهند که ذرات ریز AlN و BN در مرز دانه آستنیت به دلیل دمای پایین‌تر در گوشه اسلب رسوب می‌کنند، که به استعداد ترک در بیلت ریخته‌گری منجر می‌شوند. تنش حرارتی صافکاری باعث تحریک ایجاد میکروترک‌ها و گسترش آنها در امتداد نشانه‌های نوسان می‌شود، و سپس ترک‌های عرضی در سطح بیلت ایجاد می‌گردند [۷-۱۰]. فیلم مایع با نقطه ذوب پایین در دندریته‌های ستونی مشاهده شد و ترک‌های بین دندریته‌های ستونی عمدتاً به دلیل رفتارهای ذوب شدن مجدد فولاد بور-دار بوجود می‌آیند [۱۱،۱۲].

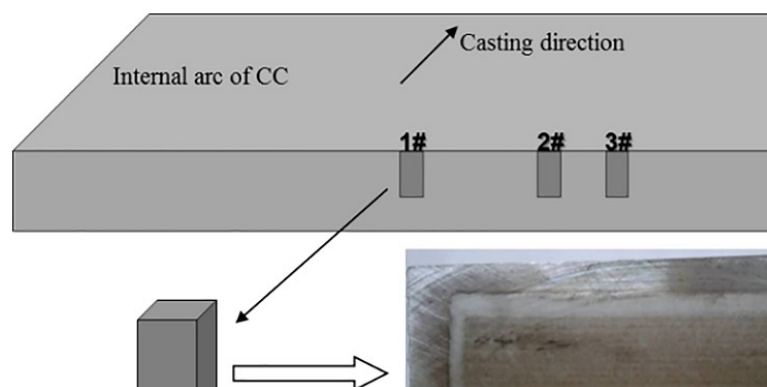
بر اساس آنالیز شیمیائی، بور و نیتروژن در منطقه ترک بیشتر بودند، و BN در مرز دانه آستنیت رسوب کرده بود. تمرکز تنش حرارتی و شکنندگی مرز دانه باعث افزایش حساسیت ترک‌های بیلت می‌شود. این دلیل کاهش ترموپلاستیک و پیدایش ترک‌های سطحی برای فولاد بور-دار است. بنابراین، جدایش عنصر بور و رسوب ذرات BN تأثیر قابل توجهی بر ترک‌های بیلت دارد. در این مطالعه، رفتار جدایش بور در فولاد بوردار با کربن کم در طی انجماد توسط ترمودینامیک محاسبه شد و بیلت‌ها توسط آنالیز توزیع آماری موقعیت اولیه (OPA) مشاهده شدند. هدف از این مقاله شناخت بیشتر رابطه بین جدایش بور و ترک‌های بیلت برای فولاد بوردار است.

^۱-J. Sun, et al., Effect of boron segregation on the surface crack of low carbon boron-bearing steel, Results in Physics 13 (2019).

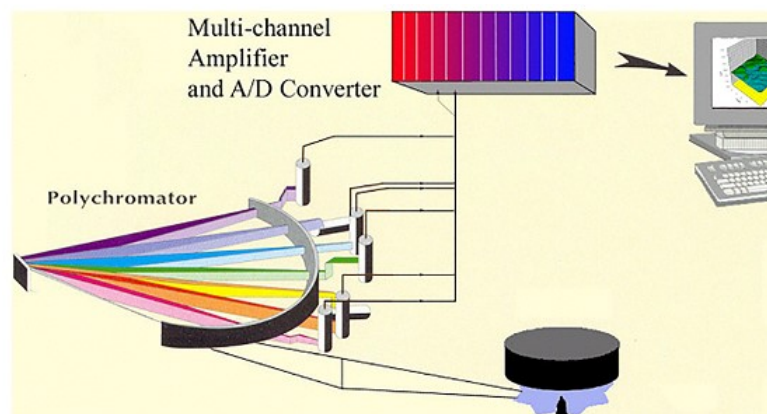
آزمایش

ترکیب شیمیایی اسلب فولاد بوردار در **جدول ۱** آورده شده است. محل نمونه برداری در **شکل ۱** نشان داده شده است. چهار نمونه از اسلب فولاد بوردار با عرض ۲۱۰۰ mm و ضخامت ۲۳۰ mm برداشته شدند و اندازه نمونه ۱۴۰×۳۰×۶۰ mm بود. هر نمونه توسط اهر نواری بریده شده و سپس با استفاده از کاغذ سنباده صیقل داده شد تا سطح صافی بدست آید. نمونه ها با استفاده از روش OPA توسعه یافته توسط شرکت Beijing NAKE Analysis Instrument CO مشاهده شدند.

عنصر	C	Si	Mn	P	S	Al _s	B
میزان	0.145	0.196	0.573	0.018	0.005	0.01	0.0012



شکل ۱. نمودار شماتیک فرآیند نمونه برداری.



شکل ۲. نمودار اصول کار OPA.

OPA می‌تواند ترکیب شیمیایی اولیه، اطلاعات ساختاری را تشخیص دهد و رفتار آخال را توصیف کند. اصول کار در **شکل ۲** نشان داده شده است. ظرفیت تحریک، فرکانس و مقاومت به ترتیب $7,0 \mu\text{F}$ ، 480 Hz و $6,0 \Omega$ بودند. آتمسفر آزمایش گاز آرگون با خلوص ۹۹,۹۹۹ درصد و دبی ۸۰ mL/s بود. سرعت اسکن خطی ۱ mm/s بود و داده‌ها بطور خودکار از طریق سیستم آنالیز و پردازش تصویر مورد مقایسه و تطبیق، و آنالیز قرار گرفته و در نهایت اطلاعات نمونه به صورت نمودار قابل نمایش هستند.

با هدف مشاهده مشخصات مورفولوژی ترک ها، بیلت در امتداد جهت ترک دونیمه شد. نمونه های نزدیک ترک برای مشاهده متالوگرافیکی با استفاده از میکروسکوپ متالوگرافی آماده سازی شدند و میکرومورفولوژی داخلی ترک با استفاده از میکروسکوپ الکترونی SEM مشاهده شد.

محاسبه جدایش بور

مدل میکرو-جدایش نقش مهمی در بهینه‌سازی فرآیند انجماد، کنترل ریزساختار و پیش‌بینی ماکروجدایش دارد. مدل‌های کلی برای محاسبه

میکروجدایش فولاد در **جدول ۲** نشان داده شده‌اند، از جمله مدل Level، مدل Scheil [۱۳]، مدل Brody-Flemings [۱۴]، مدل Clyne-Kurz [۱۵]، مدل Ohnaka [۱۶] و مدل Voller-Beckermann [۱۷]. مدل Level و مدل Scheil برای موارد محدودی بکار می‌روند و پیش‌بینی دقیق انجماد واقعی در آنها دشوار است. Brody-Flemings براساس مدل Level و مدل Scheil، نفوذ (دیفوزیون) برگشتی به جامد را در مدل میکروجدایش با فرض نفوذ کامل عنصر حل شده در فاز مایع و نفوذ محدود در فاز جامد وارد کردند، اما، عدم موازنه جرم در هنگامی که ضریب نفوذ معکوس (β) بیشتر از ۰,۷ باشد بروز می‌کند. Clyne-Kurz مقدار β را با ریاضیات اصلاح کردند. Voller-Beckermann اثرات درشت شدن بازوی دندریت بر جدایش را در نظر گرفتند. ترکیب شیمیایی فولاد بوردار در جدول ۱ نشان داده شده است و دمای سالییدوس و لیکوئیدوس فولاد از معادله (۱) محاسبه شد. دمای سالییدوس و لیکوئیدوس به ترتیب 1479°C و 1523°C است.

جدول ۲- فرمولهای مدل‌های میکرو-جدایش.

ردیف	مدل	عبارت ریاضی	خاصیت نفوذ جزء حل شده
۱	مدل [۱۳] Level	$C_L = C_0 [1 - (1-k)f_s]^{-1}$	نفوذ کامل در فاز جامد و مایع
۲	مدل [۱۳] Scheil	$C_L = C_0 (1 - f_s)^{k-1}$	نفوذ کامل در فاز مایع و عدم نفوذ در فاز جامد
۳	تناسب پایه [۱۳]	$C_L = C_0 [1 - (1-2\beta k)f_s]^{(k-1)(1-2\beta k)}$	نفوذ کامل در فاز مایع و نفوذ محدود در فاز جامد
۴	مدل [۱۴] Brody-Flemings	$\beta = \alpha$	
۵	مدل [۱۵] Clyne-Kurz	$\beta = \alpha [1 - \exp(-1/\alpha)] - 0.5 \exp(-1/2\alpha)$	
۶	مدل [۱۶] Ohnaka	$\beta = \gamma / [(1-w_c)^2 + 2\gamma] \gamma = (m+1)/(D_s t_f) / \lambda^2$	
۷	مدل [۱۷] Voller-Beckermann	$\alpha^+ = A_2 \alpha + \alpha^c$	

$$T_1 = 1538 - \Sigma (\Delta t \cdot w) \quad (1)$$

که در آن ۱۵۳۸ نقطه ذوب آهن خالص (°C)، Δt مقدار تأثیر محتوای عنصر (°C)، و w کسر جرمی عنصر است.

مدل Brody-Flemings (مدل BF) فرض می‌کند که جزء حل شده بطور کامل در فاز مایع و به صورت محدود در فاز جامد نفوذ می‌کند. تناسب پایه در معادله (۲) ارائه شده است.

$$C_L = C_0 [1 - (1-2\beta k)f_s]^{(k-1)(1-2\beta k)} \quad (2)$$

که در آن k ضریب توزیع تعادلی جزء حل شده، C_0 غلظت اولیه جزء حل شده، f_s کسر انجماد، C_L غلظت جزء حل شده در فاز جامد، β ضریب نفوذ معکوس می‌باشند. برای مدل BF، $\beta = \alpha$ و α عدد فوریه (Fourier number) عنصر حل شده است که با معادله (۳) نشان داده می‌شود.

$$\alpha = 4D\tau/L^2 \quad (3)$$

زمان انجماد (τ) به صورت تابعی از دمای سالیدوس (T_s) و لیکوئیدوس (T_1) نشان داده می‌شود و سرعت سرد کردن (R_c) تأثیر آشکاری بر زمان انجماد دارد که در معادله (۴) نشان داده شده است.

$$\tau = (T_1 - T_s) / R_c \quad (4)$$

فرمول محاسبه ضریب نفوذ بور $D = 2 \times 10^{-7} \times \exp(-88000/RT)$ می‌باشد. L فاصله دندریتیک ثانویه است که به مقدار کربن (C ، wt%) و سرعت سرد کردن (R_c) بستگی دارد، و فرمول تجربی آن به صورت زیر است [۱۸].

$$L(\mu m) = (169.1 - 720.9 \times C) \times R_c^{-0.4935}, \quad 0 < C \leq 0.15$$

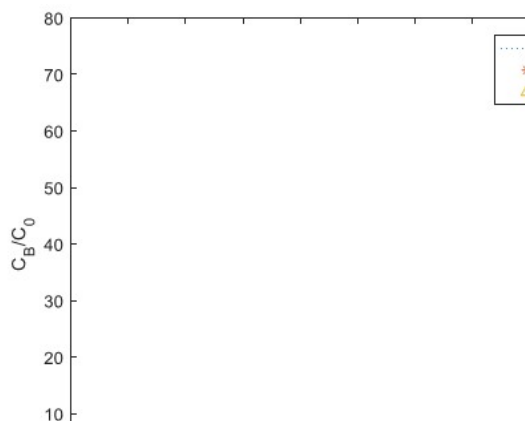
$$L(\mu m) = 143.9 - \times R_c^{-0.3616} \times C^{(0.5501-1.996C)}, \quad C > 0.15 \quad (5)$$

Voller-Beckermann برای توضیح تأثیر درشت شدن بازوی

دندریتیک بر جدایش، عدد فوریه را اصلاح کردند. عدد فوریه اصلاح شده به صورت $\alpha^+ = \alpha + 0.1$ و مشخص شده است. Clyne-Kurz مدل را برای اطمینان از قرار داشتن مقدار ضریب نفوذ معکوس (β) در منطقه صفر تا یک اصلاح کردند. سرانجام، ضریب نفوذ معکوس اصلاح شده در معادله (۶) نشان داده شده است.

$$\beta = 2\alpha^+ (1 - \exp(-1/\alpha^+)) - \exp(-1/2\alpha^+) \quad (6)$$

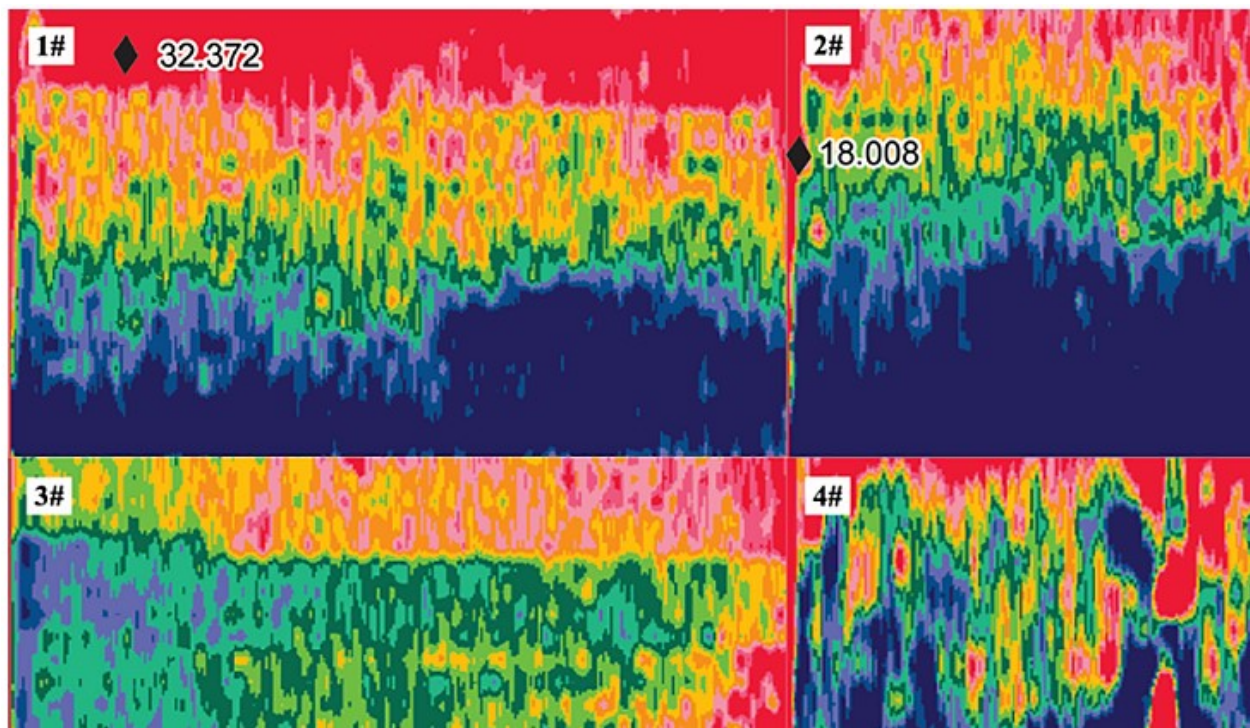
بر اساس معادله‌های (۱) تا (۶)، نسبت جدایش بور فولاد بور-دار با سرعت سرد کردن $10^\circ C/s$ ، $100^\circ C/s$ و $1000^\circ C/s$ محاسبه شد. رابطه بین نسبت جدایش و کسر انجماد در شکل ۳ نشان داده شده است. نتایج



شکل ۳. رابطه بین نسبت جدایش و کسر انجماد.

نشان می‌دهد که عنصر بور هنگامی که کسر انجماد بزرگتر از ۰٫۹ باشد، تمایل قوی به جدایش دارد. نسبت جدایش برابر ۱۰ است هنگامی که کسر انجماد ۰٫۹ باشد و در پایان انجماد، مقدار بور حدود ۷۰ برابر بیشتر از مقدار اولیه بور است. در همین حال، طبق

شکل ۳، سرعت سرد کردن تأثیر آشکاری بر جدایش ندارد. دلیل اصلی آن این است که بور دارای سرعت نفوذ کمتری در فاز جامد است.



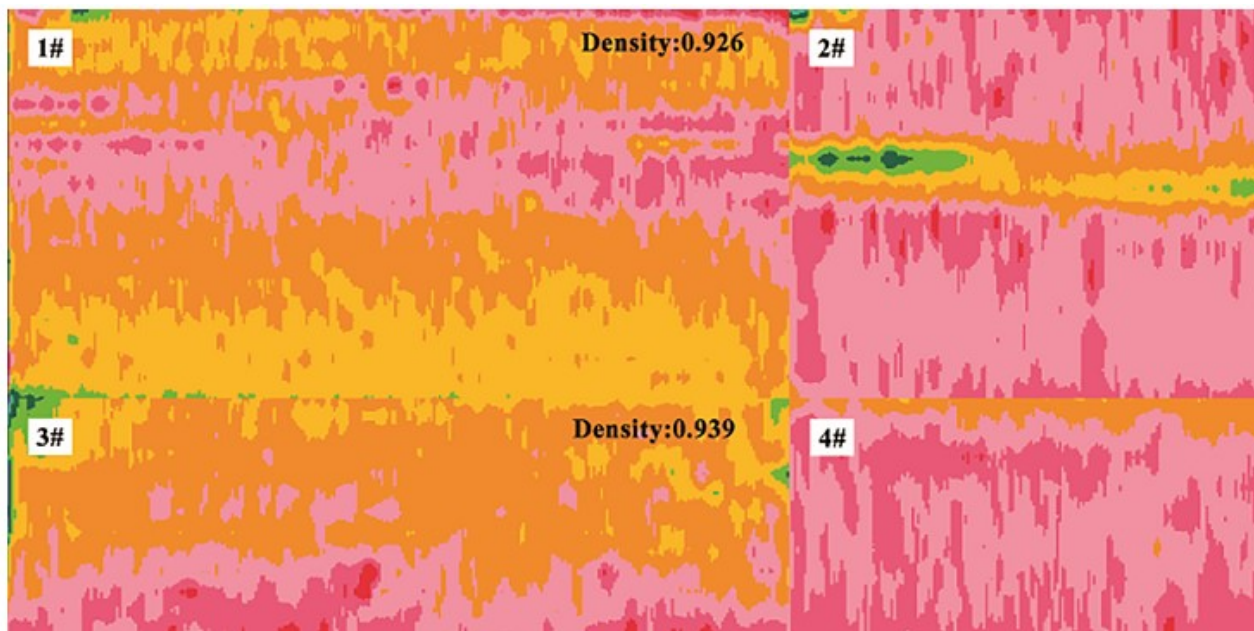
شکل ۴. نقشه کانطور دو بعدی برای جدایش بور.

نتایج و بحث

توزیع بور

مکانیزم رسوب کردن BN به سبب تمایل قوی به جدایش در هنگام انجماد است. وقتی غلظت‌های محلی بور و نیتروژن از مقدار تعادل فراتر رود، ممکن است ذره BN در طی فرآیند سرد کردن رسوب کند. شکل ۴ جدایش بور نمونه آزمایش را نشان می‌دهد و محتوای بور با رنگ‌های مختلف مشخص شده است. رنگ قرمز نشان‌دهنده جدایش بزرگتر و رنگ آبی نشان‌دهنده جدایش کوچکتر است. نتایج OPA نشان می‌دهد که در چهار صفحه فولادی درجات مختلفی از جدایش وجود دارد. جدایش در منطقه بیرونی وخیمتر بود، دلیل اصلی این بود که لبه اسلب در طول فرآیند سرد کردن بطور ترجیحی خنک می‌شود. در نتیجه، منطقه مرکزی دمای بالاتری نسبت به منطقه لبه دارد. در طی فرآیند انجماد، بور بطور ترجیحی در مرحله اولیه در منطقه لبه رسوب کرده است و میزان بور در آخرین مرحله انجماد در منطقه مرکزی کاهش یافت.

علامت “◆” موقعیت حداکثر جدایش را در صفحه فولادی نشان می‌دهد. ناحیه بیرونی نمونه #۱ دارای منطقه جدایش توزیع پیوسته است که نوار جدایش آشکار می‌باشد و جدایش عنصر بور در ناحیه بیرونی بزرگتر است. برای نمونه #۲ منطقه جدایش توزیع ناپیوسته در ناحیه بیرونی وجود دارد و تفاوت قابل توجهی در ترکیب در کل صفحه ظاهر می‌شود. علاوه بر این، نوار باریکی در سمت چپ وجود دارد، و حداکثر درجه جدایش در این ناحیه وجود دارد. گوشه پایین سمت راست نمونه #۳ دارای جدایش بلوکی آشکاری است. حداکثر جدایش در این ناحیه وجود دارد. لبه بیرونی نمونه #۴ جدایش قوی پیوسته را نشان می‌دهد. علاوه بر این، یک نوار محصور شده جدایش در داخل جدایش شدیدی را نشان می‌دهد و حداکثر جدایش در این منطقه رخ داده است. حداکثر جدایش چهار نمونه آزمایش به ترتیب ۳۳،۳۷۲، ۱۸،۰۰۸، ۷،۲۸۵ و ۱۸،۳۹۲ است.



شکل ۵. نقشه های توزیع تراکم در سطح مقطع بیلتهما.

آنالیز تراکم

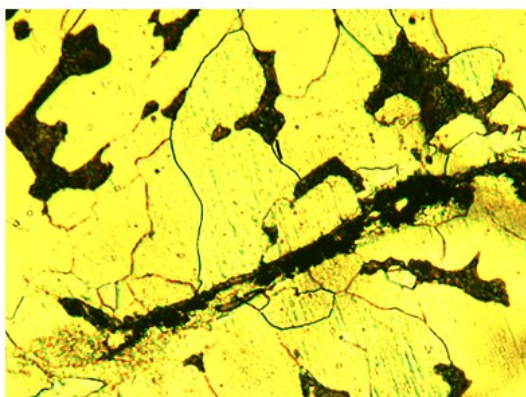
نمودار توزیع تراکم، تغییر شدت خط طیفی زمینه (ماتریس) Fe را نشان می دهد، و نشان دادن تغییر تخلخل (looseness) و توزیع عیب در اسلب می تواند ساده باشد. مقدار تراکم و ناپیوستگی را می توان به صورت کمی اندازه گیری کرد. شکل ۵ نمودار توزیع تراکم را نشان می دهد. رنگ گرم نشان دهنده تراکم بالاتر و رنگ سرد نشان دهنده تراکم کمتر است. تراکم نمونه های ۱#، ۲#، ۳# و ۴# به ترتیب ۰،۹۴۹۵، ۰،۹۳۹ و ۰،۹۵۵۱ است. تراکم نمونه ۴# نسبتاً زیاد با کیفیت داخلی خوب است و کیفیت در نزدیکی لبه اسلب بهتر از قسمت مرکزی است. بعلاوه، ناحیه تخلخل (porosity) منطقه مرکزی نمونه ۲# و تخلخل بلوکی در گوشه نمونه ۱# و ۳# وجود دارد.



شکل ۶ ترک سطح اسلب فولاد بوردار.

ترک در فولاد بوردار

مورفولوژی ترک میکروسکوپی اسلب فولاد بوردار در شکل ۶ نشان داده شده است. طول و عمق ترک ۲۲ mm و ۶ mm می باشند. جدایش بور به عیوب سطحی بیلت منجر می شود. عیب پوسته و ترک عمیق روی سطح بیلت کیفیت سطح و بهره دهی محصول را کاهش می دهند.



شکل ۷. مورفولوژی متالوگرافیکی منطقه ترک.

به منظور تجزیه و تحلیل میکرومورفولوژی ترک، سطح بیلت ریخته گری پیوسته با زدودن پوسته، پولیش شد و نمونه متالوگرافی برای مشاهده با میکروسکوپ متالوگرافی تهیه شد.

نتایج در شکل ۷ نشان داده شده است. سپس، نمونه با استفاده از گیره در امتداد جهت ترک برش زده شد، و میکرومورفولوژی داخلی ترک با میکروسکوپ الکترونی SEM مشاهده شد، چنانکه در شکل ۸ نشان داده شده است. از شکل های ۷ و ۸ قابل مشاهده است که امتداد ترک روی سطح بیلتها نیست، بلکه به صورت عمودی تا سطح بیلت و وجه بیلت امتداد می یابد. می توان استنتاج کرد که ترک از ترک خوردن ساختار زمینه در طی فرآیند نورد نشأت نمی گیرد، علاوه بر این، ترک نمونه چنانکه در میکرو مورفولوژی ترک دیده می شود یک ترک افقی است. ترک افقی سطحی در اثر گسترش میکروتُرک های زیرپوستی و حباب های ریز موجود در بیلتها در طی نوردکاری تشکیل می شود و آنالیز متالوگرافی ترک نشان می دهد که دانه های آستنیت نزدیک ناحیه ترک از نظر تعداد بیشتر و از نظر اندازه دانه کوچکترند و مرز بین دانه های آستنیت مجاور واضح است. و مهمتر، نقاط سیاه یا آخال های کروی نامنظم بین مرز دانه رسوب می کند، همانطور که در شکل ۸ نشان داده شده است، مقطع ترک صاف و شفاف با ذرات فلز و آخال های کروی متصل است.

نتیجه گیری

بر اساس محاسبه و نتایج بدست آمده در این مطالعه، نتیجه گیری زیر انجام شد:

(۱) عنصر بور هنگامی که کسر انجماد بیشتر از ۰٫۹ باشد، تمایل قوی به جدایش دارد. در پایان انجماد، محتوای بور حدود ۷۰ برابر بیشتر از مقدار اولیه بور است و سرعت سرد کردن هیچ تأثیر آشکاری بر جدایش بور ندارد.

(۲) بور بطور ترجیحی در مرحله اولیه در طی فرآیند انجماد در منطقه لبه رسوب کرد. نوار توزیع جدایش پیوسته در نمونه #۱ که در مرکز بیلت قرار داشت، ظاهر شد و نوار

محصور شده جدایش در وسط نمونه #۴ یک جدایش قوی را نشان داد، در ضمن، حداکثر جدایش چهار نمونه آزمایش به ترتیب ۳۳٫۳۷۲، ۱۸٫۰۰۸، ۷٫۲۸۵ و ۱۸٫۳۹۲ است.

(۳) ترک افقی توسط گسترش میکرو-ترک ها و حباب های ریز زیر پوستی در بیلتها در طی نوردکاری ایجاد می شود. علاوه بر این، مقطع ترک به ذرات فلز و آخال های کروی رسوب کرده بین مرز دانه ها، متصل است.

مراجع:

- [1] Deva A, Jha BK, Mishra NS. Influence of boron on strain hardening behaviour and ductility of low carbon hot rolled steel. Mater Sci Eng, A 2011;528(24):7375–80 <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.06.030>
- [2] Wang XM, He XL. Effect of boron addition on structure and properties of low carbon bainitic steels. ISIJ Int 2002;42(s):38–46. https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.Suppl_S38.
- [3] Shen K, Wang SF, Ma H, Liao SL. Analysis and improving measures for surface defects on low carbon boron steel. J Iron Steel Res 2014;26(1):57–62.
- [4] Kim SI, Choi SH, Lee Y. Influence of phosphorous and boron on dynamic recrystallization and microstructures of hot-rolled interstitial free steel. Mater Sci Eng, A 2005;406(1):125–33. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2005.06.040>.
- [5] Kurban M, Erb U, Aust KT. A grain boundary characterization study of boron segregation and carbide precipitation in alloy 304 austenitic stainless steel. Scr Mater 2006;54(6):1053–8. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2005.11.055>.
- [6] He XL, Chu YY, Jonas JJ. Grain boundary segregation of boron during continuous cooling. Acta Metall 1989;37(1):147–61. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(89\)90274-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(89)90274-5).

- [7] Xie KY, Livi K, Mccauley JW, Hemker KJ. Precipitation of AlN in a commercial hotpressed boron carbide. *Scr Mater* 2015;101:95–8. [https://doi.org/10.1016/j. scriptamat.2015.02.002](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.02.002).
- [8] Shi CB, Li J, Yu L, Qi YF, Liu WJ, Zhang ZM. Precipitation behavior of BN in low carbon boron-bearing steel. *Chin J Eng* 2016;38(s):8–13.
- [9] Kim KS, Du LX, Gao CR. Thermodynamic analysis of boron nitride formation in boron microalloyed steel. *J Northeast Univ* 2015;36(4):483–8. <https://doi.org/10.3969/j.issn.1005-3026.2015.04.007>.
- [10] Yin S, Komatsu H, Tanino M. The precipitation behaviour of boride during cooling. *Acta Metall Sinica* 1982;18(5):559–644.
- [11] Blazek KE, Lanzi O, Yin H. Boron effects on the solidification of steel during continuous casting. *Revue De Métallurgie* 2008;105(12):609–25.
- [12] Yin H, Blazek K, Lanzi O. “In-situ” observation of remelting phenomenon after solidification of Fe-B alloy and B-bearing commercial steels. *ISIJ Int* 2009;49(10):1561–7.
- [13] Voller VR. Modeling micro scale phenomena for application in solidification process simulations. *Proceedings of the Second International Conference on Processing Materials for Properties*, 5–8 November. San Francisco, United States: TMS; 2000. p. 1011–6.
- [14] Brody HD, Flemings MC. Solute redistribution during dendritic solidification. *Trans TMS-AIME* 1966;236:615–24.
- [15] Clyne TW, Kurz W. Solute redistribution during solidification with rapid solid state diffusion. *Metall Trans A* 1981;12(6):965–71. [https://doi.org/10.1007/ BF02643477](https://doi.org/10.1007/BF02643477).
- [16] Ohnaka I. Mathematical analysis of solute redistribution during solidification with diffusion in solid phase. *Trans Iron Steel Inst Jpn* 1986;26(12):1045–51. [https:// doi.org/10.2355/isijinternational1966.26.1045](https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.26.1045).
- [17] Voller VR, Beckermann C. Approximate models of microsegregation with coarsening. *Metall Mater Trans A* 1999;30(11):3016–9. [https://doi.org/10.1007/ s11661-999-0141-6](https://doi.org/10.1007/s11661-999-0141-6).
- [18] Won YM, Thomas BG. Simple model of microsegregation during solidification of steels. *Metall Mater Trans A* 2001;32(7):1755–67. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-0152-4>.