

به نام خدا



مرکز دانلود رایگان مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com



Failure analysis of size 32 constructional steel bars produced by Iran national industrial steel group

Parham Kabirifar¹- Shahram Raygan²- Yahya Palizdar³- Alireza Shalbafi⁴- Hamidreza Amiri⁴- Fereydoon
Ghorbani⁴- Solat Birganinia⁴

Abstract

Based on repetitive failures of size 32 constructional steel bar, a failure analysis investigation was conducted on identifying the reason. Failure was due to insufficient elongation which led to rejection of produced steel bars. By the aid of metallographic procedures, fracture surface analysis, electron microscopy, dissolved gas analysis and elemental analysis roots of the failure were investigated. Blowholes were observed in fracture surfaces at the conjunction of crack planes which was identified as the root of fracture. Nitrogen excessive blow during the ladle furnace treatment turned out to be the main reason behind the low elongation which led to the products being rejected regarding ISIRI 3132 standard requirements.

Keywords: Steel, Failure Analysis, Blow hole, Nitrogen.

¹ School of Metallurgy and Materials Engineering, college of Engineering, University of Tehran

² Corresponding Author- Associate Professor-School of Metallurgy and Materials Engineering, college of Engineering, University of Tehran

³ Assistant professor-Materials and Energy Research center

⁴ Iran National steel industrial group

به نام خدا



مرکز دانلود رایگان مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com



شناسایی و تحلیل علت شکست میلگردهای اندازه ۳۲ گروه ملی صنعتی فولاد ایران

پرهام کبیری فر^۱ - شهرام رایگان^۲ - یحیی پالیزدار^۳ - علیرضا شالبافی^۴ - حمیدرضا امیری^۴ - فریدون قربانی^۴ - صولت بیرگانی نیا^۴

چکیده

با توجه به گزارش‌های واصله از بروز عیب در میلگردهای اندازه ۳۲ تولیدی گروه ملی صنعتی فولاد ایران پروژه جهت شناسایی و تحلیل علت شکست میلگردهای تولیدی تعریف شد. عیب موجود در محصولات، کمبود افزایش طول در هنگام آزمون کشش بوده که موجب رد شدن محصول با استناد به استاندارد ملی ایران شماره ۳۱۳۲ مربوط به میلگردهای ساختمانی می‌گردید. با استفاده از بررسی‌های متالوگرافی، میکروسکوپ الکترونی، آنالیز عنصری و آنالیز گاز محلول ریشه‌های شکست بررسی گردید. حفره‌های گازی در مقاطع شکست و تقاطع صفحات ترک در بررسی‌های سطح شکست منجر به تشخیص این عیب به عنوان عامل اصلی بروز شکست گردید. بررسی‌های بیشتر نشان از ماهیت نیتروژنی حفرات گازی داشت که از دمش بیش از اندازه گاز نیتروژن در مرحله فرآیند کوره پاتیلی وارد مذاب گردیده بود.

واژه‌های کلیدی: فولاد، تحلیل شکست، حفره گازی، نیتروژن.

۱. مبانی نظری پژوهش

ریخته‌گری مداوم روشی پر بازده برای تولید انبوه فلزات است که در مراحل بعدی سایر عملیات روی آن‌ها انجام می‌شود. صدها میلیون تن فولاد و ده‌ها میلیون تن آلومینیوم هر ساله از این روش در جهان تولید می‌شوند. با این روش می‌توان مقاطع ساده به شکل مستطیل، مربع، دایره و ... به دست آورد. تمایز این روش با سایر فرایندهای انجمادی ظاهر حالت پایدار آن است. یعنی نرخ

^۱ دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران

^۲ نویسنده مسئول - دانشیار دانشکده مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌های فنی دانشگاه تهران

^۳ استادیار پژوهشگاه مواد و انرژی

^۴ گروه ملی صنعتی فولاد ایران - اهواز

انجماد فلز مذاب در دیواره های قالب و پایین کشیده شدن آن طوری ست که در هر لحظه، فصل مشترک جامد/مذاب، از دید ناظر خارجی، در مکان ثابتی قرار می‌گیرد (کلوین، ۲۰۰۷).

محبوبیت روز افزون ریخته گری مداوم نسبت به روش های معمول ریخته گری تکباری می‌تواند مربوط به تعدادی از مزایای زیر باشد:

- ضایعات پایین‌تر فلز در طی محصولات نورد شده که حدود ۱۵-۱۰٪ کمتر است.
- کاهش هزینه‌ها و مخارج برای ساختن تجهیزات تولید با حذف هزینه های ساخت قالب و تولید شمشه ها یا شمشال های گران قیمت.
- افزایش بازدهی نیروی انسانی، شرایط کاری بهتر و داشتن شرط لازم برای ایجاد اتوماسیون کامل و مکانیزه کردن فرایندهای ریخته گری و در نتیجه ایجاد کنترل بیشتر و یکنواختی خروجی بهتر.
- افزایش یکنواختی شمش به دلیل انجماد سریع‌تر فلز ریخته شده.
- محصولات بدست آمده از ریخته گری مداوم با توجه به قالب استفاده شده می‌توانند دارای ابعاد متفاوتی باشند

روش ریخته‌گری پیوسته با وجود دارا بودن خواص مناسبی که ذکر شد، دارای محدودیت‌ها و حساسیت‌های خاص خود نیز می‌باشد. وجود هر نوع نقص در این فرآیند به دلیل تاثیرگذاری مستقیم در کیفیت محصول نهایی، می‌تواند برای تولید کننده زیانبار باشد بنابراین شناخت این عیوب در بررسی پدیده‌های مربوط به ریخته‌گری پیوسته گام نخست تحقیق به حساب می‌آید. در ریخته‌گری پیوسته عیوب از ذات خانواده فولاد مورد نظر و ترکیب شیمیایی آن، طراحی ماشین ریخته‌گری و شرایط عملیات ریخته‌گری متأثر می‌شود هر کدام از این موارد بر نوع عیوب موجود و شدت آن‌ها تأثیرگذار خواهد بود. جهت از بین بردن یا کاهش عیوب مکانیزم تشکیل آن‌ها باید مشخص باشد (کودرین، ۱۹۸۵).

ترک‌های داخلی در جلوی جبهه انجماد و نقطه‌ای نزدیک به دمای سالیدوس تشکیل می‌شوند. در صورت وجود مقادیر بالای گوگرد و فسفر و وجود ریز جدایش‌ها فولاد به ترک گرم حساس خواهد شد. به دلیل کمتر بودن جدایش در فولادهای فریتی این نوع ترک‌های داخلی بیشتر در فولادهای آستنیتی دیده می‌شود. گروه متنوعی از ترک‌های داخلی با منشأ یکسان وجود دارند که از جمله آن‌ها می‌توان به ترک‌های وسط وجهی، ترک‌های خط مرکزی، ترک‌های گوشه، ترک‌های زیر سطحی و غیره اشاره کرد. ایجاد ترک‌های داخلی تنها در صورتی امکان پذیر است که تنش نیز وجود داشته باشد. میزان تنش که در دمای مشخص باعث به وجود آمدن ترک می‌شود به خواص چکش خواری فولاد بستگی دارد. به دلیل وابستگی به تنش، فولادهایی که بیشتر مستعد ترک هستند باید در شرایط تنش آرام‌تری ریخته‌گری شوند. ریشه‌های تنش در ریخته‌گری پیوسته که به عنوان جزئی از فرآیند مطرح هستند شامل تنش‌های حرارتی، مکانیکی و تنش‌های ایجاد شده در اثر تغییرات حجم ناشی از استحاله در حین سرد شدن فولاد هستند.

ترک‌های سطحی به صورت کلی شامل انواع ترک‌های طولی در میانه سطح شمش یا در گوشه شمش، ترک‌های عرضی در میانه سطح شمش یا گوشه شمش و ترک‌های ستاره‌ای می‌باشند. در حالت کلی ترک‌های طولی در اثر رشد ترک‌های گرم زیر سطحی ایجاد شده در مرحله سرمایش در قالب و سرمایش ثانویه و باز شدن آن‌ها به سطح نمونه به وجود می‌آیند. این باز شدن ترک‌های گرم زیر سطحی به سطح نمونه، در اثر تنش‌های حرارتی، کششی سطحی و یا تنش‌های مکانیکی به وجود آمده در اثر تحذب سطح

پدید می‌آیند. در فولادهای کربنی با محدوده کربن ۰/۰۷ تا ۰/۱۸ درصد با افزایش درصد گوگرد و فسفر در کنار کاهش نسبت منگنز به گوگرد حساسیت فولاد به ترک‌های سطحی طولی افزایش پیدا می‌کند. ترک‌های عرضی در بیشتر موارد در اثر مناسب نبودن دمای قالب و قرار گرفتن فولاد در دمایی که در آن چکش خواری کاهش می‌یابد به وجود می‌آید. این ترک‌ها در عمق اثر نوسان قالب^۱ دیده می‌شوند. فولادهای میکرو آلیاژی حاوی نایوبیم و وانادیم در درصدهای کربن ۰/۰۸ تا ۰/۱۴ درصد به این نوع ترک حساسیت بالایی دارند. ترک‌های ستاره‌ای سطحی در اثر تضعیف باندهای بین دانه‌های آستینیت به وجود می‌آیند. ورود مس از طریق دیواره قالب از عوامل تأثیرگذار در این امر است، سایر عناصری که در برخی نواحی دمایی موجب تردی فولاد می‌شوند نیز در به وجود آمدن این نوع ترک موثر هستند. همان گونه که پیش از این نیز گفته شد فولادهای با درصد کربن ۰/۰۸ تا ۰/۱۴ درصد به دلیل وقوع استحاله فریت به آستینیت، کاهش حجم ناشی از آن و در نتیجه گرمایش مجدد سطح و ایجاد دانه‌های درشت آستینیت در سطح به این نوع ترک حساسیت بیشتری دارند. از راه‌های دیگر جلوگیری از ایجاد این گونه ترک‌ها پرهیز از سرمایش ثانویه شدید جهت جلوگیری از ایجاد تنش‌های حرارتی شدید در سطح است.

عیوب ناشی از جدایش یا به صورت خلاصه جدایش، تغییراتی غلظتی هستند که در حین انجماد در شمش در حال ریخته‌گری پیوسته رخ می‌دهند. جدایش مثبت به معنای بیشتر بودن غلظت یک عنصر آلیاژی در یک ناحیه نسبت به غلظت متوسط یا اسمی آن عنصر در کل آلیاژ و جدایش منفی به معنای کمتر بودن غلظت یک عنصر آلیاژی در یک ناحیه نسبت به غلظت متوسط یا اسمی آن عنصر در کل آلیاژ است. جدایش به دو دسته کلی جدایش ریز و جدایش درشت تقسیم می‌شوند. جدایش‌های درشت نیز شامل جدایش‌های درشت خط مرکزی، مزوسکوپی، معکوس و خط سفید می‌شوند.

جدایش‌های ریز از پدیده‌های اصلی هستند که در حین انجماد در مقیاس دندریتی رخ می‌دهند. ریز جدایش‌ها اغلب به خودی خود مشکل ساز نیستند زیرا شمش تازه ریخته شده دمای مناسب جهت هموژن شدن را در اغلب موارد دارد. اما در صورتی که میزان ریز جدایش‌ها در زمان انجماد بالا باشند می‌توانند موجب بروز نقایصی مانند ترک گرم، تشکیل آخال و حتی جدایش‌های درشت بشوند به همین دلیل بهتر است میزان ریز جدایش‌ها کنترل گردد. جدایش‌های درشت، به دلیل اینکه ابعادی در محدوده یک سانتی متر تا یک متر دارند تقریباً به وسیله مکانیزم‌های نفوذی که به دما و زمان وابسته هستند قابل برطرف شدن نمی‌باشند.

جدایش‌های مزوسکوپی در ریخته‌گری پیوسته از عیوب شایع محسوب می‌شوند که بیشتر در نزدیکی خط مرکزی مشاهده می‌شوند و به دو دسته اصلی نوع A و نوع V تقسیم می‌شوند، این اسامی بر اساس شکل جدایش به آن‌ها داده شده است. دلیل تشکیل این نوع جدایش‌ها به وجود آمدن جریان در درون مذاب و نواحی بین دندریتی است. شکل این نوع جدایش‌ها نشان از نحوه جریان یافتن مذاب دارد.

در زمانی که جهت هم زدن مذاب در قالب از جریان الکترومغناطیس استفاده می‌شود پدیده جدایش درشتی به نام جدایش خط سفید به وجود می‌آید. جریان الکترومغناطیسی استفاده شده در ریخته‌گری پیوسته فولاد موجب جریان یافتن شدید مذاب به خارج از نواحی بین دندریتی می‌شود. جدایش خط سفید شامل یک ناحیه جدایش منفی است که در ادامه به ناحیه جدایش مثبت تبدیل می‌شود. شدت این عیب به شدت هم زدن الکترومغناطیسی بستگی دارد و این شدت به صورتی تنظیم می‌شود که این عیب در

¹ Oscillation Mark

محدوده قابل قبول قرار گیرد. در صورتی که سرعت رشد دندریت‌ها به دلیل جریان بیش از حد نازل خروجی تاندیش دچار تغییرات شدید شود نیز به وجود آمدن این عیب محتمل است. یکی از راه‌هایی که جهت جلوگیری از جدایش خط مرکزی قابل اعمال است ایجاد میزان کمی کاهش سطح مقطع پیش از مراحل پایانی انجماد شمش است. ماشین‌های ریخته‌گری که از این تکنیک بهره می‌برند دارای مرحله کاهش سطح مقطعی هستند که مکان آن با توجه به نقطه انجماد نهایی هر ذوب قابل تغییر است و به عبارتی دارای پویایی است، در به کار گیری این تکنیک باید توجه داشت که کاهش سطح مقطع بیش از اندازه در مراحل پیش از انجماد نهایی خود باعث جدایش‌های درشت شدید خواهد شد (سیتارامان، ۲۰۱۴).

دو نوع عمده از تخلخل‌ها در ریخته‌گری پیوسته مشاهده می‌شوند که شامل حفرات گازی و حفرات انقباضی می‌باشند. وقتی مذاب فولاد در حین ریخته‌گری پیوسته جامد می‌شود دچار انقباض می‌شود، در حالت طبیعی این انقباض توسط مذاب موجود در حوضچه مذاب جبران می‌شود اما در برخی موارد این جایگزینی کامل انجام نمی‌شود و در نتیجه حفره‌هایی در شمش تشکیل می‌شوند. هنگامی که نرخ انجماد بالا باشد احتمال وقوع این اتفاق بیشتر می‌شود. در صورت پل زدن دندریت‌ها جریان یافتن مذاب به پایین دچار اشکال می‌شود و در نتیجه حفراتی در قسمت مرکزی شمش تشکیل می‌شوند که می‌توانند توسط مذاب دارای ریز جدایش که در اطراف دندریت‌ها قرار دارند پر شوند و به این ترتیب ناحیه مرکزی شمش در این حالت دارای جدایش مثبت به همراه تخلخل خواهد بود که میزان این تخلخل‌ها به میزان تغذیه شدن حفرات اولیه از مذاب اطرافشان دارد. خطر وجود حفرات در خط مرکزی با افزایش اختلاف چگالی مذاب و جامد و افزایش بازه انجمادی آلیاژ افزایش می‌یابد. حفرات ناشی از انقباض به طور معمول دارای شکل تیغ مانند و نامتقارن هستند.

در مقایسه با حفرات ناشی از انقباض، حفرات ناشی از گاز دارای شکلی صاف‌تر و نزدیک‌تر به دایره هستند. در طی فرآیندهای انجام شده در پاتیل مذاب و در فرآیند ریخته‌گری پیوسته گازهای اکسیژن، هیدروژن و نیتروژن می‌توانند در مذاب حل شوند. با کاهش دمای مذاب و آغاز انجماد، حد انحلال این اتم‌ها بسیار کاهش یافته و در نتیجه به صورت فازهای گازی هیدروژن، نیتروژن و منو کسید کربن شروع به جوانه زنی می‌کنند، باید توجه داشت که حباب‌های گاز منو کسید کربن در صورت بالا بودن میزان اکسیژن مذاب تشکیل می‌شوند. اکسیژن زدایی شیوه متداولی جهت پایین نگه داشتن سطح اکسیژن در مذاب و جلوگیری از تشکیل حفره های سوزنی می‌باشد. اکسیژن زدایی توسط منگنز یا سیلیسیم جهت جلوگیری از تشکیل حفره های سوزنی کافی نیست و معمولاً از آلومینیم نیز استفاده می‌شود. چنان چه بیش از ۰/۰۸ درصد آلومینیم استفاده شود، آلومینیم با نیتروژن ترکیب شده و در مرز دانه تولید نیتريد آلومینیم کرده و سبب شکنندگی فولادها می‌گردد (شالیموف، نموف، ۲۰۱۰). به هر حال میزان آلومینیم را باید در حدود ۰/۰۲ تا ۰/۰۸ درصد کنترل و نگهداری کرد تا از بروز معایب فوق جلوگیری شود.

کنترل گاز هیدروژنی عملی نمی‌باشد زیرا عنصری که بتوان با آن ترکیب شود وجود ندارد ولی با اکسیژن زدایی خوب می‌توان تخلخل ناشی از هیدروژن را کم نمود. عملیات اکسیداسیون خوب در ذوب و اکسیژن زدایی مناسب اولین قدم در جلوگیری از تشکیل حفره گازهای محلول می‌باشد. تمایل به تشکیل حفره ناشی از گاز هیدروژن یا گاز نیتروژن با توجه به افزایش میزان هر کدام روشن و مشخص می‌باشد. ضخامت مقاطع از مهم‌ترین پارامترها است. در ریخته‌گری فولاد ضخامت‌های حدود ۳۰ - ۱۵ میلی متر نسبت به این نوع حفره‌ها بسیار حساس می‌باشند و افزایش درجه حرارت ریخته‌گری حساسیت ضخامت را تشدید می‌کند، این مسئله در مورد ریخته‌گری پیوسته که اغلب با مقاطع بزرگ سر و کار دارد می‌تواند اشکال بیشتری ایجاد کند.

در میان گازهایی که از آن‌ها سخن به میان آمد در برخی از موارد از خود نیتروژن نیز جهت گاز زدایی استفاده می‌شود، علت اصلی این امر در وجود مقدار بسیار نیتروژن در هوا و در نتیجه کمتر بودن هزینه تولید آن نسبت به آرگون است که در نهایت می‌تواند موجب کاهش کلی هزینه‌های فرآیند فولادسازی شود. استفاده از مخلوط آرگون و نیتروژن نیز در برخی موارد توصیه شده است اما وجود مقادیر زیاد نیتروژن نیز می‌تواند موجب بروز برخی از مشکلات از جمله کاهش خواص مکانیکی و افزایش حساسیت به ایجاد ترک در حین نورد گردد (ونگ، ۱۹۹۱). این مشکل در مورد فولاد تولید شده با روش کنورتور وجود ندارد و به همین دلیل عملیات بیشتر و دقیق‌تری باید در مورد تولید فولاد با کوره قوس الکتریکی صورت گیرد تا محصول بدست آمده از لحاظ گازهای محلول و به ویژه نیتروژن در سطح قابل قبول و عاری از عیوب اساسی باشد. نیتروژن به دلیل دمای بالای کوره قوس در حین عملیات از طریق تماس با اتمسفر در مذاب حل می‌شود و از طرفی نیتروژن اتمی موجود در پلاسماهای اطراف قوس نیز به آسانی در مذاب حل می‌شود که در مراحل انجماد و کاهش حد انحلال مانند سایر گازها ایجاد حفره می‌کند.

میزان تشکیل حباب‌های گازی بستگی به فشار موجود در مذاب دارد و هرچه به سمت نواحی کم فشارتر حرکت شود تشکیل حباب‌ها ساده‌تر خواهد بود و از آنجایی که در فرآیند ریخته‌گری پیوسته کمترین فشار حوضچه مذاب در ناحیه مینیسک دیده می‌شود، این کمبود فشار در اثر انقباض ناشی از انجماد به ویژه در نواحی ریشه دندریتهای ستونی تشکیل شده وجود دارد، به همین دلیل حفره‌های گازی در نواحی نزدیک به سطح قالب بیشتر مشاهده می‌شوند. امکان دارد که این نوع حفرات در اثر انقباض ناشی از انجماد در پوسته انجمادی به سطح شمش نیز کشیده شوند. باید توجه داشت که جوانه زنی همگن حباب‌های گازی اغلب بسیار مشکل است به همین دلیل این نوع حفرات تمایل به جوانه‌زنی بر سطح ناخالصی‌ها و آخال‌ها دارند اما در مورد مذاب فولاد جوانه‌زنی همگن نیز کاملاً امکان پذیر است (ویلیکوکس، کو، ۱۹۷۳). فشار داخل حفرات انقباضی نیز کم است و به همین دلیل حباب‌های گاز در اغلب موارد تمایل به تشکیل شدن در داخل حفرات انقباضی نیز دارند، این موضوع می‌تواند دلیلی بر مشاهده شدن مقادیر بالایی از گاز در مرکز شمش‌ها باشد. امکان جوانه‌زنی گازها حتی در شمش ریخته شده جامد نیز وجود دارد که این به دلیل افت شدید حلالیت گازها در حین انجماد است. این اتفاق به ویژه زمانی بیشتر رخ می‌دهد که ریز حفره‌ها یا ترک در فاز جامد موجود باشد. عیوب ناشی از گاز نتیجه اختلال در قسمت‌های مختلف مؤثر فرآیند ریخته‌گری است و یک قسمت به تنهایی مسئول پیدایش عیب نمی‌باشد. به هر حال عیوب گازی مسئله پیچیده‌ای است که از تأثیر متقابل عوامل مختلف پدید می‌آید و برای حل و برطرف نمودن آن‌ها همه قسمت‌های مختلف ریخته‌گری با ارائه کیفیت و کارایی خوب و کنترل همه جانبه بایستی کوشش نمایند (قوش، ۲۰۰۱).

گروه ملی صنعتی فولاد ایران یکی از مراکز مهم تولید انواع میلگرد با کیفیت بالا در ایران است. میلگردها از مصالح ساختمانی مهم جهت ساخت انواع سازه‌های مختلف هستند. خواص مکانیکی میلگرد نقش مهمی در استحکام سازه ساخته شده ایفا می‌کند. با افزایش قطر میلگردها به دلیل کاربرد آن‌ها در سازه‌های بزرگتر، این مساله اهمیت بیشتری پیدا می‌کند. بر این اساس کنترل دائمی خصوصیات میلگردهای تولیدی و حفظ شرایط استاندارد آنها یکی از وظایف مهم این گروه محسوب می‌شود. با توجه به موارد گزارش شده از عدم وجود خواص مکانیکی استاندارد در میلگردهای اندازه ۳۲ تولیدی گروه ملی صنعتی فولاد ایران، پروژه‌ای جهت یافتن علل و راه‌کارهای برطرف کردن آن تعریف گردید که در این مقاله به بیان نتایج حاصله پرداخته خواهد شد.

در این مقاله ابتدا به شناسایی دقیق مسئله و طرح صورت مسئله پرداخته شده و علل اصلی بروز عیوب با استفاده از منابع و آزمون‌های انجام گرفته مشخص می‌شوند و پس از آن آزمون‌های انجام گرفته و نتایج آن‌ها مطرح و تحلیل می‌شوند و در نهایت موارد توصیه شده جهت رفع عیب بیان می‌گردد.

۲. روش پژوهش

یک ذوب ۶۰ تنی بین دو خط نورد میلگرد کوثر و یک تقسیم شد. بخش نخست نمونه برداری از نمونه‌های مربوط به این ذوب انجام گرفت تا مقایسه بین خطوط نورد و تفاوت‌های احتمالی آن‌ها نیز امکان پذیر باشد. نمونه شمش تولید شده به روش آنالیز طیف سنجی نوری **نشری .. مورد آنالیز** شیمیایی قرار گرفت. علاوه بر اندازه ۳۲، جهت بررسی تفاوت میلگردهای با اندازه متفاوت و تولید شده توسط شمش و خط یکسان، نمونه‌هایی از میلگردهای اندازه ۱۶ و ۲۵ نیز تهیه شد. برای هر کدام از سری میلگردهای تولید شده و از یک بسته میلگرد، دو نمونه بدون تغییر شکل و دو نمونه از سطح مقطع شکست ناشی از آزمون کشش تهیه شد، برای نمونه‌هایی که در آزمون خمش رد شده بودند نیز دو نمونه از سطح مقطع شکست ناشی از آزمون خمش تهیه شد و در مجموع برای هر میلگرد مورد بررسی حداقل چهار و حداکثر شش نمونه آماده گردید. آزمون‌های کشش و خمش بر اساس **استاندارد** انجام گرفتند. تمامی نمونه‌ها با به شکلی انتخاب شدند تا حالت‌های مختلف قبولی یا رد شدن در آزمون‌های خمش و کشش در میان آن‌ها وجود داشته باشند، شش نمونه اصلی اندازه ۳۲ به شرح جدول ۱ تهیه شد که از این پس در متن با عدد شماره شارژ مورد اشاره قرار می‌گیرند. از نمونه‌های تهیه شده، ابتدا متالوگرافی نوری و سپس بررسی میکروسکوپ الکترونی به عمل آمد. متالوگرافی نوری برای مقاطع بدون تغییر فرم در دو بزرگنمایی ۲۵۰ و ۵۰۰ برابر برای نمونه‌های پولیش شده در هریک از حالت‌های بدون اچ و با اچ توسط محلول نایتال صورت گرفت. از مقاطع شکست در اثر آزمون کشش و آزمون خمش توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی Mira/Tescan و مجهز به تجهیزات آنالیز شیمیایی به روش EDS در بزرگنمایی‌های ۲۵۰ تا ۱۰۰۰۰ برابر تصاویر مورد نظر تهیه شد. آزمون سختی سنجی به روش ویکرز با دستگاه Eseway انجام شد. آنالیز گاز محلول نیز بر اساس **استاندارد** در مراحل بعدی جهت تکمیل اطلاعات و مشخص شدن ریشه عیب انجام گرفت.

جدول ۱- مشخصات شش نمونه اصلی اندازه ۳۲

شماره شارژ	تولید کننده	نوع شمش	YS /Mpa	UTS/Mpa	Elongation/%
۳۸۸۵	خط یک	گروه ملی	۴۲۲	۶۶۸	۱۸/۱
۳۸۷۲	خط یک	گروه ملی	۴۱۲	۶۶۴	۱۲
۳۸۷۹	خط یک	گروه ملی	۴۲۴	۷۱۳	۱۰/۶
۳۸۶۳	کوثر	گروه ملی	۴۳۶	۶۹۵	۲۲/۵
۳۸۶۶	کوثر	گروه ملی	۵۱۱	۷۶۵	۱۴/۴
۳۸۷۸	کوثر	گروه ملی	۵۴۸	۷۴۶	۱۳/۱

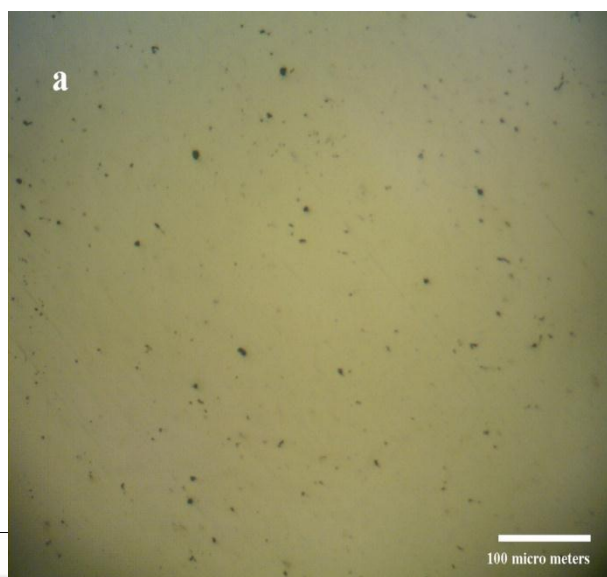
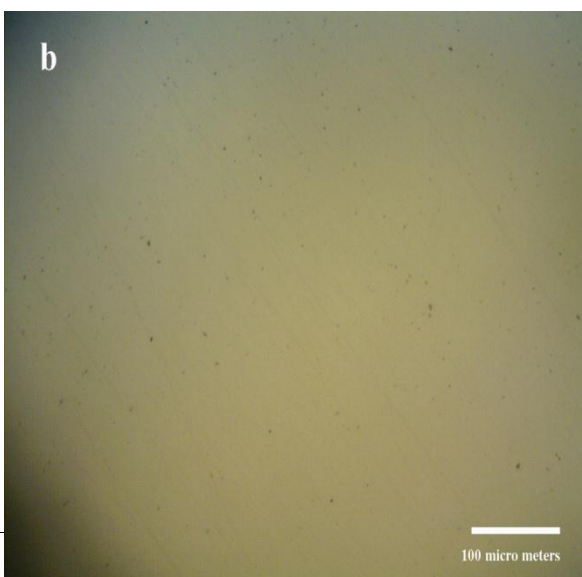
۳. تجزیه و تحلیل داده‌ها

در گام نخست مقطع شمش‌های ۳۸۷۹ تولیدی گروه ملی انتخاب و جهت بازرسی چشمی از مقطع عرضی برش داده شد که نتیجه آن در شکل ۱ مشاهده می‌شود. این شمش از ذوب ۶۰ تنی تقسیم شده بین دو خط نورد تهیه شده است و نمونه میلگرد تولید شده از آن در آزمون‌های کشش و خمش رد شده است و به عنوان یکی از نمونه‌های معیوب شناخته شده است.



شکل ۱ مقطع ماکروسکوپی یکی از شمش‌های معیوب.

اولین نکته‌ای که بسیار جلب توجه می‌کند وجود حفره‌هایی در شمش است، این حفرات پیرو آنچه در بخش مروری بر منابع مطالعاتی گفته شد، با توجه به شکل و محل قرارگیری، منطبق بر حفرات گازی در ریخته‌گری پیوسته می‌باشد (کلوین، ۲۰۰۷). از مقاطع تهیه شده بدون تغییر فرم میلگردها تصاویر میکروسکوپ نوری در حالت پولیش شده و بدون اچ تهیه شدند و نتایج بدست آمده با یکدیگر مقایسه گردید. در شکل ۲ مقطع میلگرد اندازه ۳۲ تولیدی خط نورد میلگرد یک با شمش داخلی گروه ملی برای دو نمونه ۳۸۸۵ و ۳۸۷۹ مشاهده می‌شود.

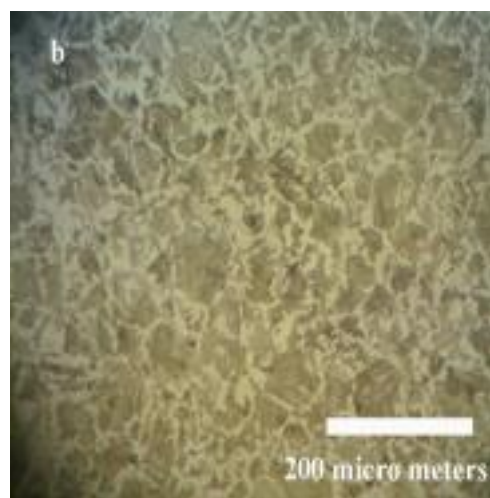
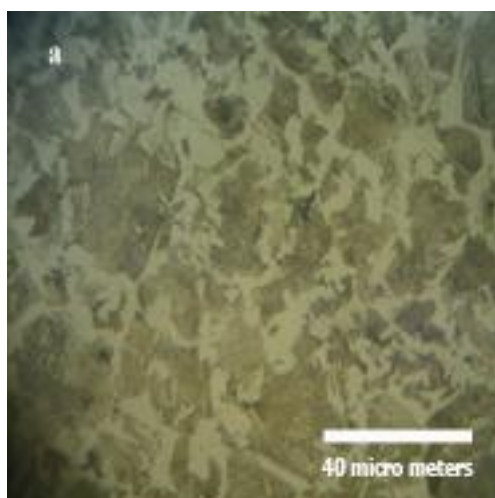


شکل ۲- نمونه‌های اندازه ۳۲ با شمش گروه ملی (a شماره ۳۸۷۹ و b) شماره ۳۸۸۵ پولیش شده و بدون اچ.

نمونه ۳۸۷۹ در آزمون‌های خمش و کشش رد شده و نمونه ۳۸۸۵ در این آزمون‌ها قبول شده است. همان گونه در شکل ۲ مشاهده می‌شود در نمونه ۳۸۷۹ مقادیر زیادی حفرات قابل مشاهده‌اند که در مقایسه با نمونه ۳۸۸۵ ابعاد بزرگ‌تر و تعداد بسیار بالاتری دارند. به این ترتیب در مقطع نمونه‌های مطلوب از نظر استاندارد کارخانه که استاندارد ملی ایران به شماره ۳۱۳۲ برای میلگردهای ساختمانی است، حفرات کمتر و کوچکتری مشاهده می‌شود اما برای نمونه‌هایی که در آزمون‌های کشش و خمش رد شده‌اند این حفرات بزرگ‌تر و بیشتر هستند، این روند در مورد سایر نمونه‌های موجود به غیر از دو نمونه ۳۸۷۹ و ۳۸۸۵ نیز قابل مشاهده بود. این اختلاف در نمونه‌های رد شده در قیاس با نمونه‌های پذیرفته شده در آزمون‌ها برای هر دو خط نورد میلگرد کوثر و یک تکرار شده و در نمونه‌های تولیدی هر دو خط، نمونه‌های مطلوب دارای حفرات کوچک‌تر و با تعداد بسیار کمتر بودند.

جهت اطمینان از ماهیت حفرات و دخالت عوامل احتمالی دیگر نمونه‌های موجود توسط محلول نایتال اچ و سپس دوباره توسط میکروسکوپ نوری در بزرگنمایی‌های متفاوت بررسی شدند. آنالیز شیمیایی وجود ۰/۳ درصد وزنی کربن در میلگردها را تایید کرد و با توجه به مکان قرار گیری ترکیب نمونه‌ها در دیاگرام فازی آهن - کربن فازهای مشاهده شده در شکل ۳ فریت پرویوکتوئید و پرلیت تشخیص داده شد (کراس، ۱۹۹۰). در تصویر میکروسکوپ نوری فاز سومی مشاهده نشد بنابراین وجود رسوبات یا فازهای ترد در بزرگنمایی مورد بررسی تایید نشد.

در بررسی‌های میکروسکوپ الکترونی روبشی ریزساختار فریت پرویوکتوئید و پرلیت قابل مشاهده است (شکل ۴). در شکل ۴ وجود حفراتی با مورفولوژی کروی که در متالوگرافی نوری نیز مشاهده شده بودند تایید شد. در مجموع بررسی‌های فازی توسط



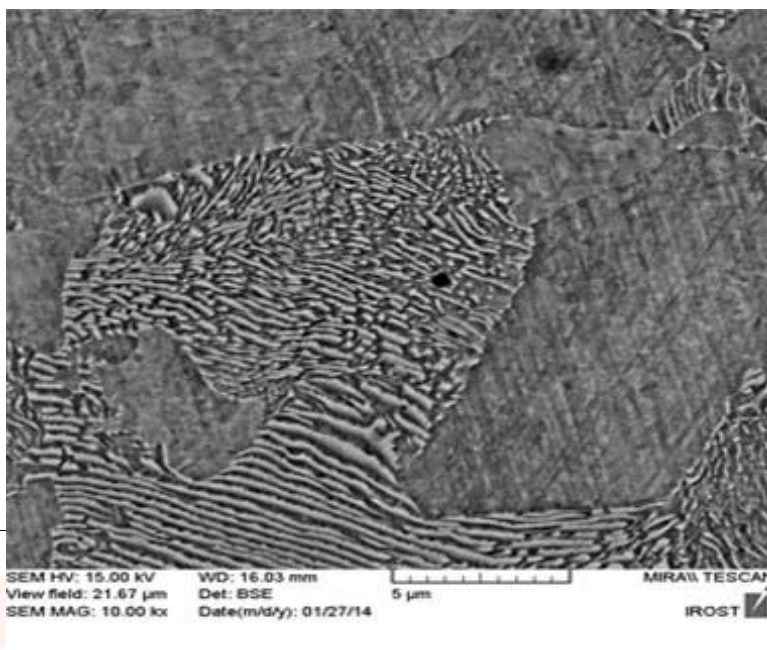
شکل ۳- ریزساختار میلگردهای اندازه ۲۲ شماره ۳۸۸۵ در دو بزرگنمایی متفاوت.

میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی مواردی نظیر وجود فازهای ترد و رسوبات را نشان نداد. بررسی سطح شکست ناشی از آزمون کشش در مورد نمونه‌ها، نشان از رخ دادن شکست ترد و وجود حفرات در محل تقاطع صفحات ترک داشته و نشانگر ایجاد ترک از حفره‌های موجود در مقطع میلگرد بدون دخالت رسوبات بود که نمونه‌ای از آن در شکل ۵ مشاهده می‌شود.

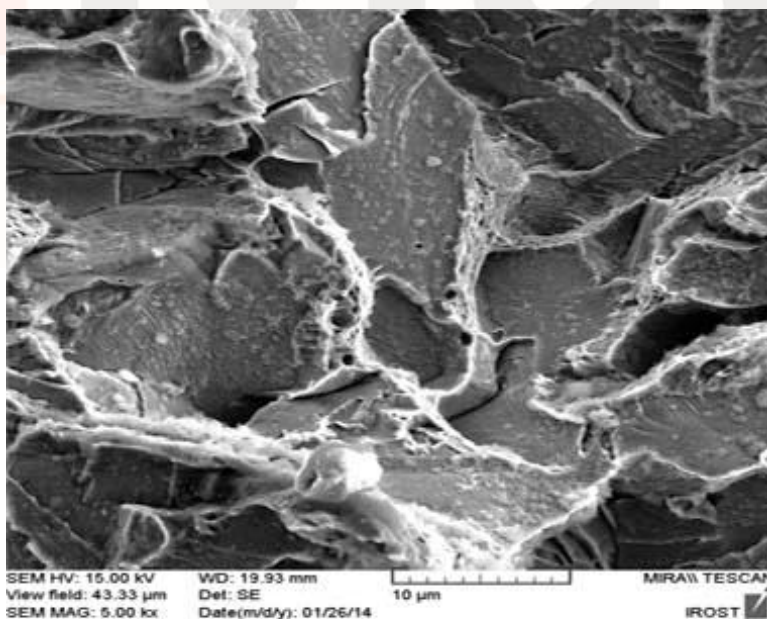
با توجه به مواردی که پیش از این ذکر شد احتمال گازی بودن حفرات با آنالیز عنصری نصب شده روی میکروسکوپ الکترونی (EDS) بررسی شد. در مورد ۳۸۷۹ که در آزمون کشش رد شده بود آنالیز سطح کلی شکست به ترتیب میزان نیتروژن و اکسیژن نمونه را ۲/۹۷ و ۴/۴۹ درصد وزنی نشان داد. میزان نیتروژن از مقدار نیتروژن گزارش شده در نمونه‌های سالم که با همین روش اندازه گیری شده بودند (حدود ۱/۲۳ درصد وزنی) بسیار بیشتر بود. باید توجه داشت که این آنالیز در مورد عناصر نیتروژن و اکسیژن به صورت کمی نمی‌تواند معیار بررسی قرار گیرند اما به صورت کیفی نشان دهنده وجود بیش از دو برابر نیتروژن در نمونه رد شده در آزمون کشش نسبت به نمونه قبول شده است. قابل توجه است که میزان اکسیژن در نمونه‌ها تفاوت فاحشی نشان نمی‌دهد. با توجه به استفاده از گاز نیتروژن در هنگام عملیات تکمیلی در کوره پاتیلی^۱ و هنگام تخلیه کوره قوس الکتریکی، امکان وجود نیتروژن اضافه در میلگردهای رد شده در آزمون کشش تقویت شد. در جدول ۲ مشاهده می‌شود که با افزایش حجم دمش گاز نیتروژن در کوره پاتیلی خواص مکانیکی نمونه‌ها افت کرده است.

جهت قابلیت مقایسه بهتر داده‌ها اعداد مربوط به حجم دمش نیتروژن با نرمال لیتر بیان شده‌اند. کاهش ازدیاد طول با افزایش حجم دمش نیتروژن به دلیل کمبود زمان برای خروج کامل نیتروژن از داخل پاتیل در هنگام عملیات دمش است. اعداد بیان شده در قسمت زمان جدول، مربوط به کل فرآیند کوره پاتیلی هستند و به همین دلیل روند مشخصی را نشان نمی‌دهند، زمان کل فرآیند شامل دو قسمت زمان دمش و زمان نگهداری در دمای ثابت است، که بخش نخست آن موجب جذب و قسمت دوم موجب خروج نیتروژن اضافی از مذاب می‌شود.

¹ Ladle Furnace Treatment



شکل ۴- ساختار پرلیت و فریت پرویونکتوئید و حفرات موجود در ریزساختار نمونه ۳۸۷۸.



شکل ۵- وجود حفرات در صفحه رشد ترک در مقطع شکست ناشی از آزمون خمش در نمونه ۳۸۷۹.

جدول ۲- مقایسه میزان حجم و زمان دمش نیتروژن در کوره پاتیلی با خواص مکانیکی میلگردها

شماره شارژ	YS /Mpa	UTS/Mpa	Elongation/%	Tensile	Bend	N2 Volume/ NL	LF time/ min
۳۸۷۹	۴۲۴	۷۱۳	۱۰/۶	رد	رد	۱۲۱۲۰	۴۲
۳۸۷۸	۵۴۸	۷۴۶	۱۳/۱	رد	رد	۱۷۴۳۰	۶۵
۳۸۸۵	۴۲۲	۶۶۸	۱۸/۱	قبول	قبول	۱۱۲۰۰	۳۳
۳۸۶۳	۴۳۶	۶۹۵	۲۲/۵	قبول	قبول	۷۷۴۰	۴۷

جهت اطمینان از تاثیر نیتروژن و بالا بودن آن در نمونه های رد شده در آزمون کشش، چند نمونه انتخاب شده و از آنها آنالیز گاز به عمل آمد که نتایج آن برای گازهای اکسیژن و نیتروژن در جدول ۳ مشاهده می شود. در این جدول جهت مقایسه دقیق پارامترهای خواص مکانیکی نیز آورده شده اند.

جدول ۳- نتایج آنالیز گاز موجود در میل گردها به همراه خواص مکانیکی آنها

شماره شارژ	YS /Mpa	UTS/Mpa	Elongation/%	Tensile	Bend	Nitrogen/ wt%	Oxygen/ wt%
۳۸۷۹	۴۲۴	۷۱۳	۱۰/۶	رد	رد	۰/۰۳۹	۰/۰۱۷
۳۸۷۸	۵۴۸	۷۴۶	۱۳/۱	رد	رد	۰/۰۲۷	۰/۰۱۱
۳۸۸۵	۴۲۲	۶۶۸	۱۸/۱	قبول	قبول	۰/۰۲۰	۰/۰۱۵
۳۸۶۳	۴۳۶	۶۹۵	۲۲/۵	قبول	قبول	۰/۰۱۹	۰/۰۱۳

دقت آنالیز گاز انجام شده، چهار رقم اعشار بوده که به جهت کاهش هرچه بیشتر خطای احتمالی رقم آخر گرد شده و در جدول به صورت سه رقمی گزارش شده است. نتایج نشان‌دهنده میزان پایین تر نیتروژن در نمونه های قبول شده است.

با توجه به جدول ۳ مشاهده می‌شود که برای ترکیب شیمیایی شمش‌های تولیدی گروه ملی وجود نیتروژن تا حدود ۰/۰۲۰ درصد وزنی نیز اشکالی در خواص مکانیکی ایجاد نمی‌کند اما مقادیر بیشتر آن موجب کاهش شدید خواص مکانیکی می‌شود، در کل میزان نیتروژن در تمامی فرآورده‌های فولادسازی باید کنترل شود (شالیموف، نموف، ۲۰۱۰).

۴. نتیجه گیری

با توجه به آزمون آنالیز گاز، آنالیز عنصری و مشاهدات میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی مشخص شد که نیتروژن بیش از حد دمیده شده در مذاب عامل اصلی کاهش خواص مکانیکی میلگردهای گروه ملی بوده است. بنابراین فرآیند فولادسازی و به ویژه بخش کوره پاتیلی نیازمند اصلاح می‌باشد. نیتروژن در میلگردها تا میزان ۰/۰۲۰ درصد وزنی می‌تواند وجود داشته باشد. جهت رفع مشکل، کنترل میزان دمش و زمان نگهداری مذاب در دمای ثابت در مورد فرآیند کوره پاتیلی باید اجرا گردد.

منابع

- Colvin, F. H., (2007). The working of steel, 2nd edition. New York: Mc Graw-Hill book company.
- Fruehan, R. J., (1985). The making, shaping and treating of steel, 10th Edition. Pittsburg: The AISE steel foundation.
- Ghosh, A., (2001). Secondary steelmaking. London: CRC Press.
- Krauss, G., (1990). Steels: heat treatment and processing principles. Ohio: ASM International.
- Kudrin, V., (1985). Steelmaking. Moscow: Mir publishers.
- Seetharaman, S., (2014). Treatise on process metallurgy. London: Elsevier Ltd.
- Shalimov, A. G. and Nemenov, A. M., (2010). "Production of electric steel with reduced nitrogen content". Metallurgist, Vol. 54, Pp. 210-225.
- Wang, S. C., (1991). "The effect of titanium and nitrogen content on the microstructure and mechanical properties of plain carbon steels". Materials Science and Engineering A, Vol. 145, Pp. 87-94.
- Wilcox, W. R. and Kuo, V. H. S., (1973). "Gas bubble nucleation during crystallization". Journal of Crystal Growth, Vol. 19, Pp. 221-228.
- Zhang, L. F., (2006). "Inclusion and bubble in steel- a review". International Journal of Iron and Steel Research, Vol. 13, Pp. 01-08.