

تجزیه و تحلیل برخی مشکلات نظری ذوب کردن فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن¹

ترجمه: محمدحسین نشاطی
شرکت توسعه فولاد آلیاژی ایرانیان

چکیده. این متن تمرکز بر فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن با خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی عالی برای ایجاد کلاس جدیدی از مواد مهندسی است. فرآیند ساخت فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن تحت فشار زیاد نیتروژن پیچیده است. برخی مشکلات نظری برای ذوب و ریخته‌گری در مقیاس بزرگ این نوع فولادها وجود دارد. مدل‌های تدوین شده محاسبه ترمودینامیکی حلالیت نیتروژن در فاز مایع، فاز فریت- δ و فاز آستنیت- γ می‌توانند حلالیت نیتروژن را به خوبی پیش‌بینی کرده و اثر دما، اجزای آلیاژی و فشار نیتروژن بر حلالیت نیتروژن را تجزیه و تحلیل کنند. حداقل فشار نیتروژن برای جلوگیری از تشکیل تخلخل نیتروژن توسط میکروجدایش محاسبه شده است. با تجزیه و تحلیل رفتار نیتروژن در ذوب و ریخته‌گری نیتروژن فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن، تولید این نوع فولادها در مقیاس بزرگ در چین امکان‌پذیر است.

مقدمه

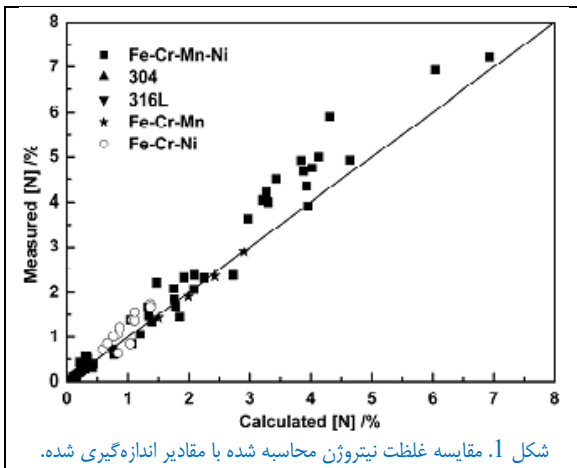
فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن، به ویژه فولادهای ضد زنگ آستنیتی پر نیتروژن با اهمیت فزاینده‌ای به کلاس جدیدی از مواد مهندسی تبدیل می‌شوند، زیرا خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی آنها به طور شگفت‌آوری با افزودن نیتروژن به آنها بهبود می‌یابد [1]. اگر فولادی حاوی نیتروژن بیشتری از مقدار حفظ شده در مواد با فرآوری در فشار اتمسفر باشد، می‌بایستی "پر نیتروژن" در نظر گرفته شود. برای مواد فریتی، این حد حدود 0.08٪ نیتروژن است، در حالی که برای اکثر مواد آستنیتی، حدود 0.4٪ نیتروژن می‌باشد [2]. از سال 1988، کنفرانس‌های بین‌المللی در مورد فولادهای پر نیتروژن که تاکنون هشت بار برگزار شده، توسعه فولادهای پر نیتروژن در جهان را بسیار ترویج می‌کنند. تاکنون دانش زیادی در مورد تکنولوژی ذوب، خواص و ریزساختار آنها کسب شده است. ذوب کردن فولادهای پر نیتروژن دو مشکل مهم را در بر دارد: نحوه ورود مقادیر زیاد نیتروژن به مذاب و نگهداری آنها در محلول در طی فرآیند انجماد [3]. تعدادی روش ذوب کردن فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن تحت فشار زیاد نیتروژن [4]، مانند ذوب با فشار گرم ایزواستاتیک (HIP)، ذوب القایی تحت فشار، ذوب پلاسما تحت فشار، ذوب مجدد الکتریکی سرباره در تحت فشار (PESR) و نیز موارد دیگری معرفی شده‌اند. فرآیند PESR پرکاربردترین فرآیند برای تولید تجاری شمش (اینگات) فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن تا 20 تن است و به طور گسترده‌ای در آلمان بکار گرفته می‌شود. جذب مولکول‌های نیتروژن از طریق واکنش در سطح تماس گاز-مذاب و ورود مستقیم فلزات، ترکیبات نیتریده به سرباره مایع یا فلز مایع، دو مکانیزم اساسی هستند که از طریق آنها نیتروژن به مذاب منتقل می‌شود. در طی انجماد فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن، تخلخل نیتروژن در شمش‌های تولید شده به دلیل تشکیل منطقه کم نیتروژن فریت- δ در طول انجماد فولادهای پر نیتروژن ایجاد می‌شود. فشار بالای نیتروژن یا خنک‌سازی سریع برای جلوگیری از وقوع تخلخل نیتروژن یا نیتریدها مورد نیاز است. برای ذوب فولاد ضد زنگ پر نیتروژن بدون تخلخل نیتروژن و رسوب نیتریدها، برخی مشکلات نظری ذوب کردن فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن باید حل شوند. در این مقاله، رفتار حلالیت نیتروژن در فولادهای ضد زنگ مایع و جامد، عوامل سینتیکی آلیاژسازی با نیتروژن و رفتار

¹ - Huabing Li, et al., Some Theoretical Problems Analysis of Melting High Nitrogen Stainless Steels, Advanced Materials Research, January 2012.

نیترژن در طی انجماد فولادهای ضد زنگ پر نیترژن برای توسعه فولادهای ضد زنگ پر نیترژن در مقیاس بزرگ در چین مورد بحث قرار گرفته است.

حلالیت نیترژن در مذاب فولاد ضد زنگ

تحقیقات ترمودینامیکی زیادی در مورد حلالیت نیترژن در آهن مذاب و فولادهای مذاب چند-جزئی از دهه 1930 انجام شده است [5-6]. نتایج نشان داد که محتوای نیترژن در آهن مذاب و آلیاژهای مذاب چند جزئی تناسب نزدیکی با جذر فشار نیترژن در فشارهای تا یک اتمسفر دارد و از قانون سیورت پیروی می‌کند. اما، در فشار بالا یا میزان نیترژن بالا، انحراف منفی قابل توجهی از قانون سیورت وجود دارد.



شکل 1. مقایسه غلظت نیترژن محاسبه شده با مقادیر اندازه‌گیری شده.

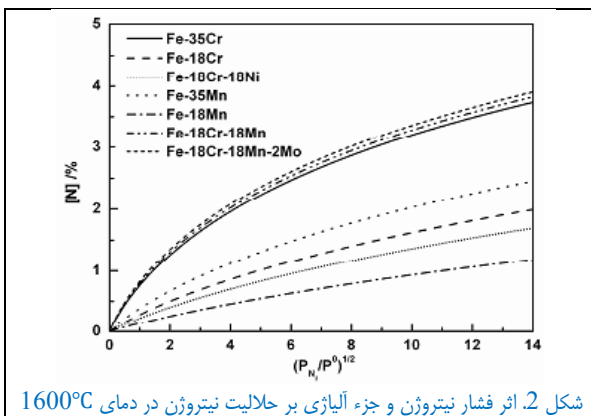
تلاش‌های مختلفی به منظور پیش‌بینی مدل حلالیت نیترژن برای آلیاژهای چند-جزئی با غلظت زیاد [7-8] تحت فشار زیاد [13، 14] انجام شده است. اما، این مدل‌ها محدود در شرایط خاص خود هستند و تضاد بین محاسبه و اندازه‌گیری هنوز وجود دارد. محاسبه ترمودینامیکی جدیدی برای پیش‌بینی حلالیت نیترژن در فولادهای ضد زنگ مذاب در طیف وسیعی از غلظت آلیاژها، دماها و فشارها در تحقیقات قبلی ما [9] انجام شده است که در معادله (1) ارائه گردیده است. نتایج محاسبه مطابقت خوبی با مقادیر اندازه‌گیری شده دارد چنانکه در شکل 1 نشان داده شده است.

$$\lg[\%N] = \frac{1}{2} \lg(p_{N_2} / p^0) - \frac{188}{T} - 1.17 \left\{ \left(\frac{3280}{T} - 0.75 \right) (0.13[\%N] + 0.118[\%C] + 0.043[\%Si] + 0.011[\%Ni]) \right. \\ \left. + 3.5 \times 10^{-5} [\%Ni]^2 - 0.024[\%Mn] + 3.2 \times 10^{-5} [\%Mn]^2 - 0.01[\%Mo] + 7.9 \times 10^{-5} [\%Mo]^2 - 0.048[\%Cr] \right. \\ \left. + 3.5 \times 10^{-4} [\%Cr]^2 + \delta_N^p \lg \sqrt{p_{N_2} / p^0} \right\} \quad (1)$$

که در آن $\delta_N^p = 0.06$ هنگامی که $p_{N_2} / p^0 > 1.0$ ، هنگامی که $p_{N_2} / p^0 \leq 1.0$ باشد.

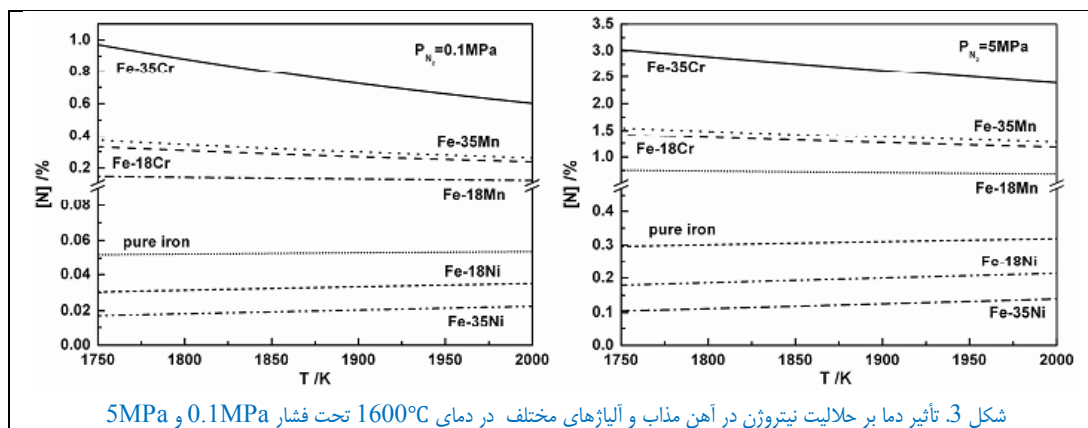
اثر فشار نیترژن، جزء آلیاژی و دما بر حلالیت نیترژن را می‌توان با استفاده از مدل بدست آورد. فشار زیاد نیترژن می‌تواند میزان نیترژن در فولادهای مذاب را به طور قابل توجهی افزایش دهد همانطور که در شکل 3 نشان داده شده است. بنابراین ذوب کردن فولادهای ضد زنگ پر نیترژن تحت فشار زیاد نیترژن روش موثری برای بهبود حلالیت نیترژن در فولادهای مذاب است. قابلیت حلالیت فولادهای ضد زنگ توسط Cr، Mn و Mo افزایش می‌یابد، در حالی که توسط C، Si و Ni کاهش پیدا می‌کند همانطور که در شکل 2 آمده است.

برای ذوب کردن فولادهای ضد زنگ پر نیترژن، تأثیر دما بر حلالیت نیترژن به جزء آلیاژی بستگی دارد. شکل 3 حلالیت



شکل 2. اثر فشار نیترژن و جزء آلیاژی بر حلالیت نیترژن در دمای 1600°C

نیترژن آهن خالص و برخی آلیاژهای دوتایی را در دمای 1600°C تحت فشار 0.1MPa و 5MPa نشان می‌دهد. با افزایش میزان Cr، افزایش قوی حلالیت نیترژن وجود دارد اما همچنین شیب منفی وابستگی آن به دما نیز زیاد می‌گردد. حلالیت نیترژن در آلیاژ Fe-Cr با افزایش دما کاهش پیدا می‌کند. این پدیده همچنین در مذاب با عناصر Mn، Mo که باعث افزایش حلالیت در نیترژن می‌شوند نیز وجود دارد، اما اثر آنها ضعیف‌تر است. برای عنصری همانند Ni که کاهش‌دهنده حلالیت است، اثر دما معکوس می‌شود. بنابراین برای ذوب کردن فولادهای ضد زنگ پر نیترژن تحت یک حداقل فشار نیترژن، دما باید در کمترین دما، تا حد امکان نزدیک به دمای لیکوئیدوس کنترل شود.



عوامل سینتیکی آلیاژی سازی با نیترژن

انتقال نیترژن از فاز گاز به فولادهای ضد زنگ مذاب مستلزم انتقال نیترژن از فاز گاز به سطح فلز مذاب، جذب مولکول‌های نیترژن در سطح فلز مذاب، واکنش شیمیایی تبدیل نیترژن مولکولی به نیترژن اتمی، انتقال نیترژن از سطح تماس به فلز مذاب می‌باشد. تحقیقات بسیاری نشان می‌دهند که وجود عناصر فعال سطحی O و S در فولادهای مذاب بر انتقال جرم نیترژن تأثیر می‌گذارد. همچنین گزارش شده است که O بیشتر از S بر جذب نیترژن اثر دارد [10]. همچنین گزارش شده است که افزایش Cr باعث کاهش [سرعت] جذب نیترژن می‌شود در حالی که Mn، Ni و Mo تأثیر قابل توجهی بر سرعت جذب نیترژن ندارند [10]. فشار نیترژن گزارش شده است که برای حفظ جذب نیترژن می‌باشد. مطالعات بسیاری در مورد آلیاژی سازی گازی نیترژن نشان می‌دهند که آلیاژی سازی نیترژن می‌تواند با افزایش سرعت جریان گاز نیترژن، طولانی شدن زمان ماندگاری حباب‌ها، افزایش سطح تماس گاز/فولاد مذاب در فولاد مذاب تسریع شود. از آنجا که عناصر فعال سطحی تأثیر قابل توجهی بر انتقال نیترژن دارند، وجود میزان ملایمی O و S بر خواص فولاد تأثیر نمی‌گذارد، بنابراین می‌توان آنها را به طور موثری به فولاد مذاب تا یک حداقل میزان بحرانی اضافه کرد تا از خروج نیترژن از فولاد مذاب در تولید فولادهای پر نیترژن تحت فشار زیاد در حمام بزرگ فولاد جلوگیری شود. اگر قرار باشد O و S متعاقباً حذف شوند، فرآیند ESR کافی خواهد بود.

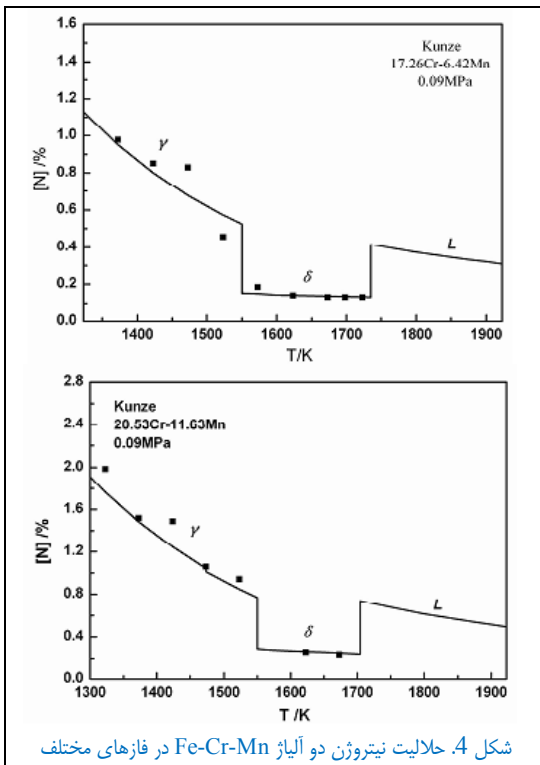
Syvazhin [11] توصیه کرده است که عناصر فعال سطحی میکرو-افزودنی Te، Se و Sb به فولادهای مذاب اضافه شوند تا از دفع نیترژن در حین انجماد جلوگیری شود. جذب نیترژن در ذوب کردن با قوس به دلیل وجود پلاسمای نیترژن بیشتر از ذوب القایی است.

در طی فرآیند PESR، بیشتر از فروآلیاژهای نیتride برای آلیاژی سازی نیترژن استفاده می‌شود. هیچ انتقال قابل توجه نیترژن از فاز نیترژن گازی به فاز فلز مذاب تحت فشار زیاد گاز نیترژن وجود ندارد. و سرباره مورد استفاده در فرآیند PESR ظرفیت نیتريد بالایی ندارد. کاهش ویسکوزیته سرباره و افزایش کربن در سرباره برای جذب نیترژن مفید است. سرباره بازی حلالیت

نیترژن زیادی نسبت به سرباره اسیدی دارد. اما انتقال نیترژن از طریق سرباره از فاز گاز به فلز مذاب محدود است. بنابراین برای تولید فولادهای پر نیترژن در مقیاس بزرگ در طی فرآیند PESR، برای اطمینان از میزان بالای نیترژن در شمش‌ها آلیاژهای نیتریده مورد نیاز هستند.

حلالیت نیترژن در فاز فریت و آستنیت

در طی انجماد فولادهای ضد زنگ پر نیترژن، به طور کلی از فاز مایع، فاز فریت- δ و فاز آستنیت- γ عبور می‌شود. تخلخل نیترژن می‌تواند در فولاد به دلیل تشکیل منطقه کم نیترژن فریت- δ در طی انجماد ایجاد شود. بنابراین محاسبه رفتار حلالیت نیترژن در فاز فریت- δ و فاز آستنیت- γ برای تولید فولادهای ضد زنگ پر نیترژن بدون تخلخل نیترژنی بسیار ضروری است. بر اساس گزارش مطالب منتشره قبلی، یک مدل محاسبه ترمودینامیکی برای پیش‌بینی حلالیت نیترژن در فاز فریت- δ و فاز آستنیت- γ در فولادهای ضد زنگ توسعه یافته است [12]. این مدل می‌تواند حلالیت نیترژن را به خوبی پیش‌بینی کند همانطور که در **شکل 4** نشان داده شده است.

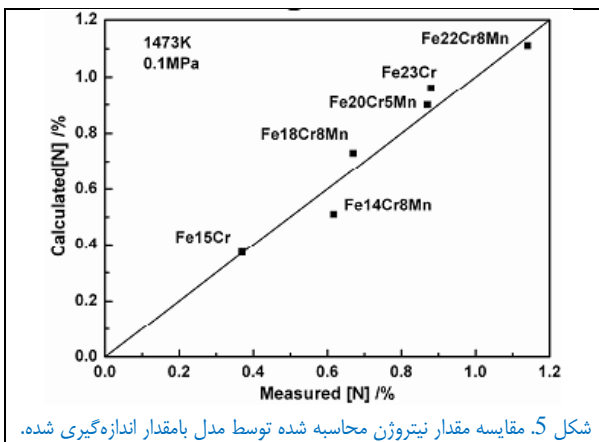


شکل 4. حلالیت نیترژن دو آلیاژ Fe-Cr-Mn در فازهای مختلف

Li GQ حلالیت نیترژن در آلیاژهای مختلف را توسط روش نیتریده

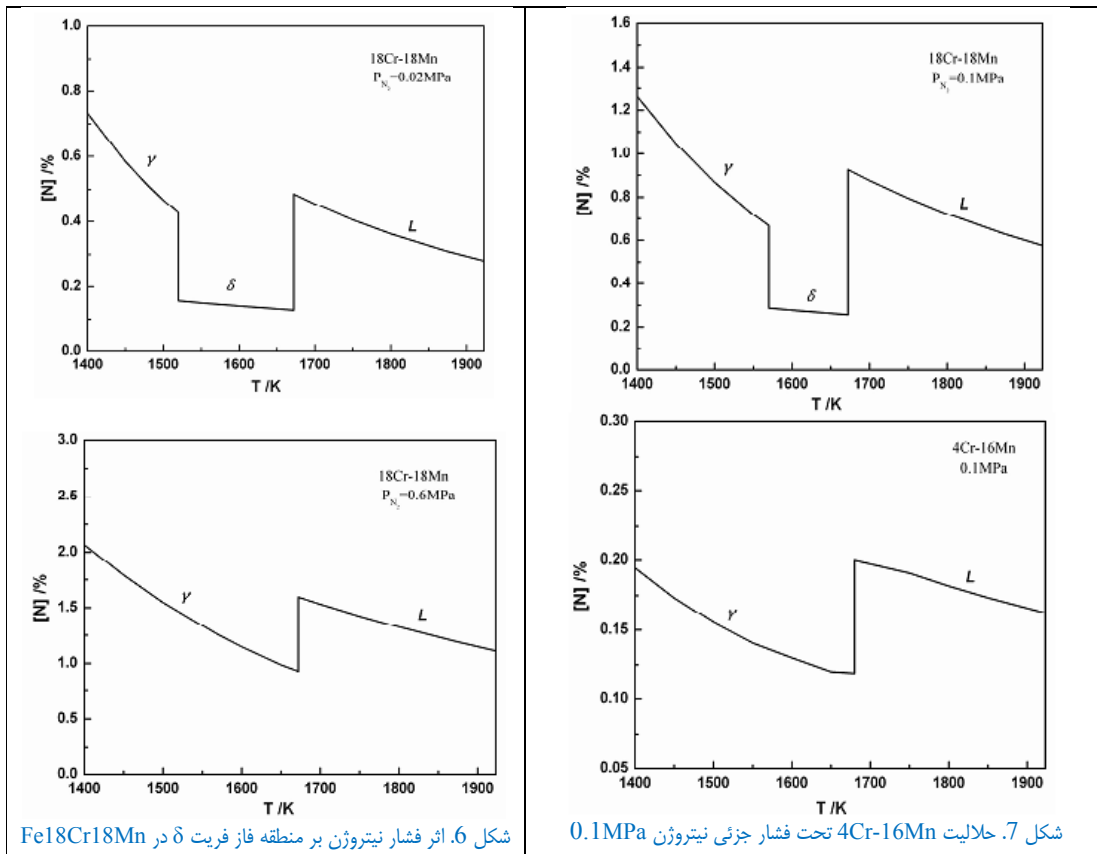
کردن گازی در دمای بالا اندازه‌گیری کرده است. **شکل 5** نشان می‌دهد نتایج اندازه‌گیری شده تطابق خوبی با نتایج محاسبه شده توسط مدل دارد.

سرعت خنک‌سازی سریع و فشار بالاتر گاز نیترژن باید در طی [انجماد] فولادهای ضد زنگ آستنیتی پر نیترژن اعمال شوند تا از تشکیل تخلخل نیترژن ناشی از حلالیت کم نیترژن در فاز فریت جلوگیری کند. برای تولید در مقیاس بزرگ فولاد ضد زنگ پر نیترژن، روش خنک‌سازی سریع محدودیت دارد. بنابراین انجماد تحت فشار زیاد نیترژن روش موثری برای افزایش حلالیت نیترژن در منطقه فاز فریت- δ است. اثر فشار نیترژن بر حلالیت نیترژن در فازهای مختلف آلیاژ 18Cr-18Mn انجام شده است. نتایج نشان می‌دهد که با افزایش فشار نیترژن، حلالیت نیترژن در فازهای مختلف به طور قابل توجهی افزایش می‌یابد و منطقه فاز فریت- δ محدودتر (باریکتر) می‌شود، حتی تحت فشار نیترژن 0.6MPa از بین می‌رود همانطور که در **شکل 6** نشان داده شده است.



شکل 5. مقایسه مقدار نیترژن محاسبه شده توسط مدل با مقدار اندازه‌گیری شده.

اثر عناصر آلیاژی بر حلالیت نیترژن در منطقه فاز فریت- δ نیز توسط مدل محاسبه می‌شود. ممکن است که ناحیه فاز فریت- δ باریکتر شود، حتی با افزایش عناصر تشکیل آستنیت‌ساز همانند C، Mn و موارد دیگر ناپدید شود. حلالیت نیترژن آلیاژ 4Cr16Mn توسط مدل محاسبه می‌شود و منطقه فاز فریت- δ همانطور که در **شکل 7** نشان داده شده از بین می‌رود. نتایج با گزارش مطالب منتشر شده مطابقت دارد [13]. بنابراین یک روش معتبر افزایش مناسب عناصر آستنیت‌ساز است تا بتوان از تشکیل



تخلخل نیتروژن در طی انجماد فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن جلوگیری کرد.

میکروجدایش نیتروژن در طی انجماد فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن

در طی انجماد فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن، به دلیل میکروجدایش، بخشی از نیتروژن به بقیه مذاب در خارج از لایه نفوذ (دیفیوژن) مرزی منتقل می‌شود، که منجر به افزایش محتوای نیتروژن در بقیه مذاب، به ویژه در اواخر مرحله انجماد می‌گردد. اگر تشکیل دندریت فریت- δ کم حلالیت نیتروژن وجود داشته باشد، نیتروژن به فضای بین دندریتی در جلوی فاز جامد پس زده می‌شود. احتمال جوانه زنی [حباب] نیتروژن در این سطح تماس ناهمگن بین دندریت و مذاب در منطقه خمیری وجود دارد. بنابراین باید معادله زیر (2) برآورده شود تا از خروج نیتروژن جلوگیری گردد.

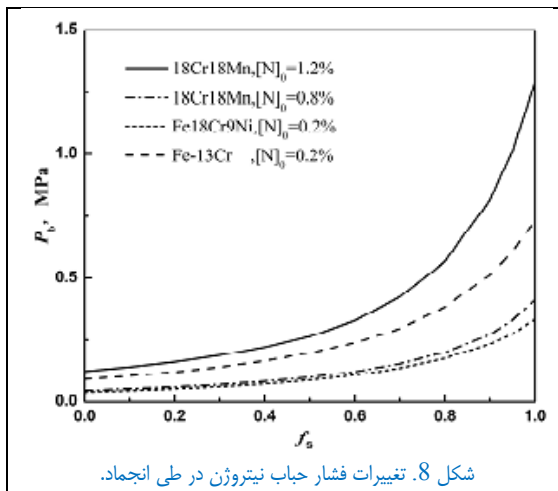
$$P_b < P_a + P_m + 2\sigma/r \quad (2)$$

که در آن فشار حباب نیتروژن، P_b فشار اتمسفر، P_m فشار متال استاتیک [فشار ارتفاع فلز مذاب]، σ کشش سطحی و r شعاع حباب است. با تغییر فشار نیتروژن روی فلز مذاب می‌توان P_a را کنترل کرد. همچنین می‌توان با افزایش عناصر فعال سطحی مانند O، S، کشش سطحی را افزایش داد، که می‌تواند بر پارامتر σ که امکان حفظ محتوای نیتروژن را می‌دهد تاثیر بگذارد. برای تولید فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن بدون تخلخل نیتروژن، حداقل فشار نیتروژن در معادله (3) نشان داده شده است.

$$P_{aMin} = P_{bMax} - P_{mMin} - 2\sigma/r \quad (3)$$

در بالای فولاد مذاب، حداقل فشار متال استاتیک برابر با صفر است. $2\sigma/r$ کوچکتر است. بنابراین حداقل فشار نیتروژن کار شده تقریباً برابر با فشار حباب نیتروژن است. حداکثر P_b را می‌توان با استفاده از مدل میکروجدایش در تحقیق قبلی ما محاسبه کرد [12]. شکل 8 تغییرات فشار حباب نیتروژن در طی انجماد فولادهای مذاب مختلف را نشان می‌دهد. فشار حباب نیتروژن در پایان

انجماد به حداکثر می‌رسد. در همان مقدار نیتروژن اولیه $[N]_0=0.2\%$ ، حداکثر فشار حباب نیتروژن Fe13Cr و Fe18Cr9Ni به ترتیب 0.73MPa و 0.33MPa است. حداکثر فشار حباب نیتروژن 18Cr18Mn بدون در نظر گرفتن تغییر فاز، 0.41MPa



وقتی که $[N]_0=0.8\%$ ، و 1.29 MPa وقتی که $[N]_0=1.2\%$ می‌باشد. بنابراین برای جلوگیری از تشکیل تخلخل نیتروژن، انجماد آلیاژهای پر نیتروژن باید تحت فشار بالای نیتروژن انجام شود. به دلیل اینکه وقتی نیتروژن اولیه 18Cr18Mn برابر است با $[N]_0=1.2\%$ ، وقتی فشار نیتروژن 0.6MPa باشد، هیچ تغییری در فاز فریت ایجاد نمی‌شود. فاز مستقیماً از فاز مایع به فاز آستنیت- γ تبدیل می‌شود. با توجه به تغییر پارامتر جدایش در دو فاز، حداکثر فشار حباب نیتروژن باید دوباره محاسبه شود. پس از در نظر گرفتن تغییر فازها، حداکثر فشار حباب نیتروژن 0.76MPa می‌باشد همانطور که در شکل 9 نشان داده شده است.

نتیجه گیری

(1) مدل محاسبه ترمودینامیکی جدید فولادهای مذاب می‌تواند حلالیت نیتروژن در فولادهای ضد زنگ مذاب را در طیف وسیعی از غلظت آلیاژها، دما و فشار نیتروژن پیش‌بینی کند. فشار زیاد نیتروژن برای افزایش حلالیت نیتروژن فولادهای ضد زنگ مذاب موثر است. با افزایش میزان Cr، Mn و Mo، حلالیت در نیتروژن افزایش می‌یابد اما همچنین شیب منفی وابستگی به دمای آنها نیز زیاد می‌گردد. اثر Cr قوی‌تر از Mn و Mo است. برای عنصری مانند Ni کاهش حلالیت اثر دما معکوس می‌شود. بنابراین برای ذوب شدن فولادهای ضد زنگ پر-نیتروژن تحت یک حداقل فشار نیتروژن، دما می‌بایستی در کمترین دما، تا حد امکان نزدیک به دمای لیکوئیدوس کنترل شود.

(2) وجود عناصر فعال سطحی، O و S در فولادهای مذاب بر انتقال جرم نیتروژن تأثیر می‌گذارد. میکرو-افزایش عناصر فعال سطحی O، S، Te، Se و Sb به فولادهای مذاب انجام می‌شود تا از دفع نیتروژن در طی انجماد جلوگیری شود.

(3) نتایج محاسبه شده مدل حلالیت نیتروژن نشان می‌دهد که افزایش فشار نیتروژن، حلالیت در فاز مایع، فاز فریت- δ و فاز آستنیت- γ فولادهای ضد زنگ افزایش می‌یابد و منطقه فاز فریت باریک‌تر می‌شود، حتی ناپدید می‌گردد. افزایش مناسب عناصر آستنیت‌ساز نیز می‌تواند تمایل به تشکیل فاز فریت در طی انجماد فولادهای ضد زنگ پر نیتروژن را کاهش دهد.

(4) در طی انجماد، حداقل فشار نیتروژن جلوگیری کننده از خروج نیتروژن توسط مدل میکروجدایش محاسبه شده است. برای فولاد ضد زنگ 18Cr18Mn با 1.2% نیتروژن اولیه، حداقل فشار نیتروژن برای جلوگیری از تشکیل تخلخل نیتروژن 0.76MPa می‌باشد.

مراجع:

[1] J.W. Simmons, Overview: "High-Nitrogen Alloying of Stainless Steels," Materials Science and Engineering, vol. A207, pp. 159-169, 1996.

- [2] M.O. Speidel, "Properties and Applications of High Nitrogen Steels" in High Nitrogen Steels, Foct J, Hendry A, eds. London: The Institute of Metals, 1989. pp. 92-96.
- [3] H.K. Feichtinger and G Stein, "Melting of High Nitrogen Steels," Materials Science Forum, vol. 318-320, pp.261-270, 1999.
- [4] U.K. Mudali, B. Raj. High Nitrogen Steels and Stainless Steels, Pangbourne: Alpha Science International Lid, 2004, pp. 10-38.
- [5] R.D. Pehlke and J.F. Elliott, "Solubility of Nitrogen in Liquid Iron Alloys. 1. Thermodynamics," Trans. Met. Soc. AIME, vol.218, pp.1088-1101, 1960.
- [6] J. Chipman and D.A. Corrigan, "Prediction of the Solubility of Nitrogen in Molten Steel," Trans. Met. Soc. AIME, vol.233, pp.1249-1252, 1965.
- [7] A.H. Satir-Kolorz and H.K. Feichtinger, "On the solubility of nitrogen in liquid iron and steel alloys using elevated pressure," Z. Metallkunde, vol.82, no.9, pp. 689-697, 1991.
- [8] J.C. Rawers and N.A. Gokcen, "High-temperature, high-pressure nitrogen concentration in FeCr-Mn-Ni alloys," Steel Research, vol.64, no.2, pp.110-113, 1993.
- [9] Z.H. Jiang, H.B. Li, Z.P. Chen, et al, "The Nitrogen Solubility in Molten Stainless Steel," Steel Research International, vol.76, no.10, pp.730-735, 2005.
- [10]D.R. Anson, R.J. Promfret, A. Hendry, "Prediction of the solubility of nitrogen in molten duplex stainless steel," ISIJ International, vol.36, no.7, pp. 750-758, 1996.
- [11]AG Svyazhin, J Siwka, Z Skuza, et al. "The Gas Blow-Holes Forming in Nitrogen Iron Alloys and Steels during their Crystallization," Material Science Forum, vol. 318-320, pp.377-384, 1999.
- [12]M.H. Shen. Nitrogen Gas Alloying and Behavior of Nitrogen during Solidification in Fe-CrMn(Mo) Alloys, Shenyang: Northeastern University, 2005.
- [13]U.K. Mudali and B. Raj, High Nitrogen Steels and Stainless Steels, Pangbourne: Alpha Science International Lid, 2004, pp.5-6