

فولادهای ضد زنگ آستنیتی آلیاژی شده با نیتروژن و خواص آنها¹

ترجمه: محمدحسین نشاطی
شرکت توسعه فولاد آلیاژی ایرانیان

خلاصه

در این مقاله نتایج مرور مطالب منتشر شده در مورد فولادهای ضد زنگ آستنیتی آلیاژی شده با نیتروژن و خواص آنها گزارش شده است. مشخص شد که تحقیقات زیادی در این زمینه، به خصوص در مورد فولادهای ضد زنگ رایج تر همانند انواع 304 و 316 صورت گرفته است. به نظر نمی‌رسد که تحقیق بر روی فولادهای بسیار آلیاژی مانند نوع 310S انجام شده باشد. مشخص شده است که نیتروژن باعث افزایش پایداری آستنیت در فولادهای ضد زنگ و بهبود چشمگیر خواص مکانیکی و خوردگی این آلیاژها می‌شود. نکته مهم، به نظر می‌رسد نیتروژن باعث افزایش نرمی (داکتیلیتی) و استحکام فولادهای ضد زنگ آستنیتی در دامنه وسیعی از دما می‌شود.

مقدمه

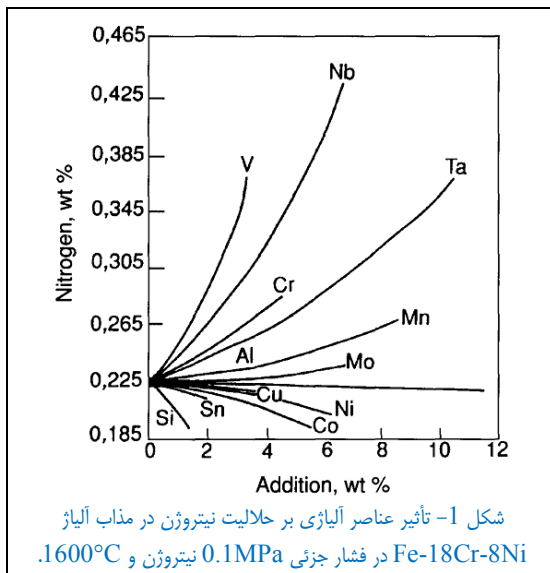
خواص مکانیکی فولادهای ضد زنگ آستنیتی را می‌توان با ورود یک عنصر بین‌نشین در آلیاژها بهبود بخشید. کربن عنصری بسیار موثر برای افزایش استحکام فولادهای معمولی و ضد زنگ است، اما برای جلوگیری از حساس شدن²، غلظت آن باید کم باشد. گرچه برخی انواع فولاد ضد زنگ از استحکام بالایی برخوردارند، اما به دلیل اینکه اکثر فولادهای ضد زنگ آستنیتی استحکام بسیار کمی دارند این موارد استثنا هستند تا قاعده. برای مثال، استحکام تسلیم فولاد نرم حدود 300MPa که به طور قابل توجهی بالاتر از مورد فولاد ضد زنگ آستنیتی نوع 304 است که در شرایط مشابه 220MPa می‌باشد. بنابراین، مزایای چشمگیری می‌تواند از فولادهای ضد زنگ آستنیتی قوی‌تر حاصل شود.

نیتروژن می‌تواند به عنوان یک عنصر آلیاژی بین‌نشین در آلیاژهای پایه آهن استفاده شود. نشان داده شده است که، اگر نیتروژن جایگزین کربن در فولادهای ضد زنگ آستنیتی گردد، می‌توان خواص مکانیکی را بدون هیچ تأثیر منفی بر نرمی و خواص خوردگی آنها بهبود داد.

هدف اصلی این مرور، بررسی تحقیقاتی است که در مورد اثرات نیتروژن در فولادهای آستنیتی، به ویژه موارد دارای کروم و نیکل زیاد، انجام شده است. این نقطه شروع تحقیق در مورد اثرات نیتروژن بر خواص فولاد ضد زنگ آستنیتی AISI 310S می‌باشد.

حلالیت نیتروژن در فولادهای ضد زنگ آستنیتی

Vapa و Pehlke [1] حلالیت نیتروژن در مذاب آلیاژهای Fe-Cr-Ni و Fe-Cr-Ni را بررسی کردند. آنها دریافتند که حلالیت نیتروژن



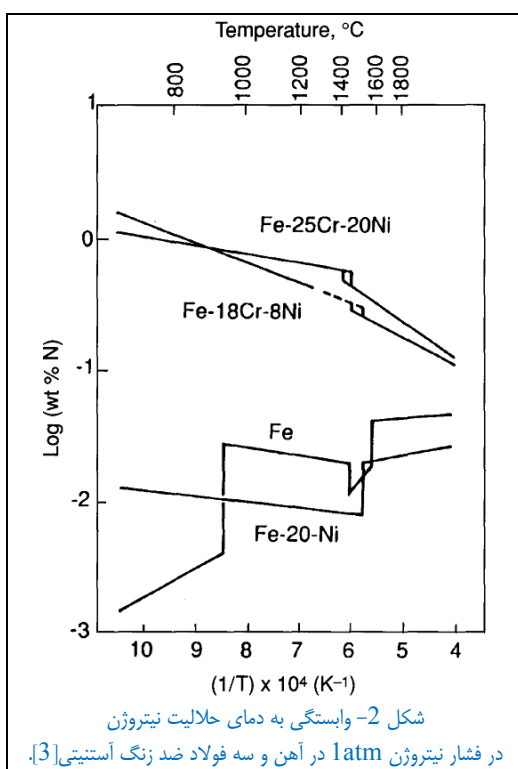
¹ - Y.N. Turan, et al. Nitrogen-alloyed austenitic stainless steels and their properties, Journal of The South African Institute of Mining and Metallurgy, APRIL 1993.

² - sensitization

در فولادهای ضد زنگ آستنیتی مطابق با قانون سیورت است و کروم به طور قابل توجهی حلالیت نیتروژن در این آلیاژها را افزایش می‌دهد. مشخص شد که در آلیاژهای Fe-Cr-Ni با افزایش دما، حلالیت نیتروژن در آلیاژ مایع کاهش می‌یابد. بنابراین، غلظت‌های بالاتر نیتروژن در چنین آلیاژهایی با افزایش فشار جزئی نیتروژن بر روی آلیاژ و با استفاده از کمترین دمای ریخته‌گری ممکن بدست می‌آیند.

اثرات عناصر آلیاژی بر حلالیت نیتروژن در مذاب آلیاژ Fe-18Cr-8Ni در فشار 0.1MPa و دمای 1600°C در شکل 1 خلاصه شده‌اند. قابل مشاهده است که کروم حلالیت نیتروژن را افزایش می‌دهد، اما نیکل، که دومین عنصر مهم در فولادهای ضد زنگ آستنیتی می‌باشد، باعث کاهش آن می‌شود.

برخلاف حلالیت نیتروژن در مذاب آلیاژهای سه‌تایی Fe-Cr-Ni، میزان حلالیت نیتروژن در آستنیت با محتوای زیاد کروم و نیکل موضوع تحقیقات زیادی نبوده است. موضوع حلالیت نیتروژن گازی در آستنیت توسط Kikuchi و همکاران [3] گزارش شده



است. نتایج آنها، که در شکل 2 برای انواع مختلف آلیاژها خلاصه شده است، نشان می‌دهد که حلالیت نیتروژن در آلیاژ Fe-25Cr-20Ni با کاهش دما در مایع و همچنین در ماده جامد افزایش می‌یابد. نتایج آنها مطابق با نتایج Vapa و Pehlke است.

آستنیت را می‌توان نسبتاً آسان با نیتروژن اشباع کرد و حد انحلال نیتروژن در آستنیت را می‌توان با تغییر شرایط فرآیند تغییر داد. Holzgruber [4] توسعه فرآیندهای تولید فولادهای پر-نیتروژن را بررسی کرده است (جدول 1). هر فرآیند محدودیت‌های مختلفی در ارتباط با ظرفیت تولید، سرعت تولید و همگنی ترکیب شیمیایی شمش (اینگات)ها دارد. اما، ذوب کردن با قوس پلاسما و ذوب مجدد الکتریکی سرباره کارآمدترین فرآیندها برای وارد کردن غلظت بالایی از نیتروژن در فولاد هستند. دستیابی به مقدار نیتروژن 1wt% با این روش‌ها امکان‌پذیر است [2].

تأثیر نیتروژن بر پارامترهای شبکه

نیتروژن به عنوان یک عنصر بین‌نشین، جاهای خالی هشت وجهی در بلورهای fcc را که کره‌ای با حداکثر اندازه 0.414R را در خود جای می‌دهد اشغال می‌کند، که R شعاع اتمی بر حسب نانومتر است. جدول II اثرات نیتروژن و کربن بر پارامترهای شبکه آلیاژهای مختلف را فهرست می‌کند. از جدول II می‌توان تأثیر نیتروژن و کربن بر شبکه‌های fcc را به صورت زیر خلاصه کرد:

(الف) نیتروژن جاهای خالی هشت وجهی در شبکه‌های fcc را اشغال می‌کند.

(ب) یک اتم نیتروژن یا کربن در جای خالی هشت وجهی باعث ایجاد اعوجاج متقارن به واسطه به عقب راندن هر شش اتم آهن می‌شود.

جدول I- توسعه تکنولوژی‌های فرآیند برای فولادهای ضد زنگ پر-نیتروژن		
سال	فرآیند	وزن شمش، kg
1960	کوره القایی تحت فشار تحقیقات پایه	25
1965	ذوب با PESR* در مقیاس آزمایشگاهی کوره پلاسما تحت فشار	20 1000
1970	PESR	1000
1980	اولین ذوب با PESR در مقیاس تولیدی	8000
1985	PESR	20000

* PESR = ذوب مجدد الکتریکی سرباره تحت فشار

(پ) گرچه شعاع اتم نیتروژن کوچکتر از شعاع اتم کربن است، اما پارامتر شبکه را بیش از اتم کربن منبسط می‌کند.
 (ت) عبارتی که معمولاً برای تأثیر نیتروژن بر پارامتر شبکه فولادهای ضد زنگ آستنیتی استفاده می‌شود به صورت عبارت $\delta = (1/X_N) \cdot (\Delta\alpha/\alpha) \cdot 100$ است، که در آن X_N نشانگر نیتروژن بر حسب درصد اتمی و α نشانگر پارامتر شبکه است. ضریب انبساط (dilation factor)، δ ، به طور کلی 0.2 می‌باشد.
 (ث) انبساط پارامتر شبکه در فولادهای ضد زنگ آستنیتی حاوی مولیبدن به دلیل اثر مولیبدن بر پارامتر شبکه بیشتر از مورد فولادهای عاری از مولیبدن می‌باشد.

ثابت‌های الاستیک

Austin و Ledbetter [5] ثابت کردند که ثابت‌های الاستیک (مدول یانگ، مدول برشی و مدول کشسانی حجمی (bulk modulus)) به میزان 0.5 تا 0.9 درصد به ازای هر درصد اتمی ماده اضافه شده کاهش می‌یابند، در حالی که نسبت پواسون بدون تأثیر از آلیاژی‌سازی با کربن و نیتروژن باقی می‌ماند. از طرف دیگر، Byrnes [6] دریافت که مدول برشی و مدول الاستیک با افزایش نیتروژن به میزان قابل توجهی افزایش می‌یابد. تغییر مدول الاستیک، E ، با محتوای نیتروژن در شکل 3 نشان داده شده است. نتایج Uggowitzer و Harzenmoser [7] نشان می‌دهد که اثر نیتروژن برای فولاد 18Cr-19Mn حداقل است. این موضوع نشانگر آن است که در مورد تأثیر نیتروژن بر ثابت‌های الاستیک، توافق کلی بین محققان وجود ندارد.

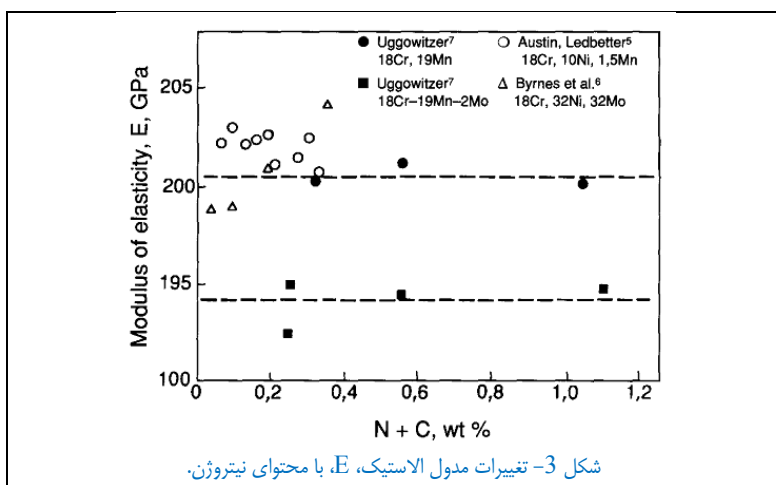
خواص مکانیکی

استحکام

خواص مکانیکی فولادهای ضد زنگ آستنیتی با افزودن نیتروژن بهبود می‌یابد [2]. جدول III اثر نیتروژن بر استحکام تسلیم انواع مختلف فولاد ضد زنگ آستنیتی در دماهای مختلف را نشان می‌دهد. افزایش استحکام تسلیم به شدت وابسته به دما است و در دمای اتاق در حدود 500MPa به ازای هر wt% نیتروژن است، در حالی که در دمای 4K مقدار آن 2500MPa به ازای هر wt% نیتروژن است.

جدول II- اثر نیتروژن و کربن بر پارامترهای شبکه		مرجع
آلیاژ*	اثر نیتروژن (و/یا کربن) بر پارامتر شبکه fcc آلیاژهای Fe-Cr-Ni	
Fe-18Cr-10Ni Max. %N= 0,709 Max. %C=0,4	افزایش خطی در پارامتر شبکه با نیتروژن و کربن محتوی. اثر نیتروژن بیش از کربن است.	8
25Cr-28Ni Max. % N = 0,397 25Cr-28Ni-2Mo Max. % N = 0,578	ارتباط بین پارامتر شبکه و غلظت نیتروژن به صورت زیر است: $\alpha = 3,5877 + 0,0288\%N$ $\alpha = 3,5932 + 0,0286\%N$ انبساط شبکه فولادهای Fe-Cr-Ni توسط نیتروژن محلول اندکی کمتر از مورد کربن محلول است.	9
18Cr-10Ni-8Mn Max. % N = 0,45	نیتروژن پارامتر شبکه را به صورت خطی افزایش می‌دهد.	10
X5MnCrNi9 13† X2CrNiN23 15† X3CrMnNiMoN20 6 43† X3CrNiMoN20 16 73†	استحکامدهی محلول جامد فولادهای آستنیتی توسط نیتروژن محلول متناسب با تغییر در پارامتر شبکه ماتریس آستنیتی ناشی از نیتروژن است.	11
18-20Cr-10Ni Max. %N = 0,24 Max. % C = 0,094 18Cr-8-16Ni Max. % N = 0,277 Max. % C = 0,028	سه معادله خطی تعیین شدند: هنگامی که C و N جدا نشده‌اند، $\alpha = 0,3586 + 0,000854x_{C+N}$ $\alpha = 0,35866 + 0,000783 \cdot x_C + 0,000816 \cdot x_N$ هنگامی که کربن تقریباً ثابت است و کم، $\alpha = 0,35864 + 0,000828 \cdot x_{C+N}$ حتی اگر یک اتم نیتروژن کوچکتر از یک اتم کربن باشد، پارامتر شبکه را بیشتر منبسط می‌کند.	5

* پارامترهای شبکه بر حسب آنگستروم (Å) ارائه شده‌اند.
 † ترکیب شیمیایی این فولادها در مرجع 11 ارائه شده‌اند.



شکل 3- تغییرات مدول الاستیک، E ، با محتوای نیتروژن.

معادلات تجربی مختلفی با آنالیز رگرسیون تناسب استحکام با غلظت نیتروژن در فولاد برقرار شده است. دو معادله با معروفیت توسط Irvine و همکاران [12]، و Norstrom [13] ارائه شده است. از معادله اولی می‌توان برای محاسبه استحکام تسلیم 0.2 درصد انواع مختلف فولاد ضد زنگ استفاده کرد:

$$\sigma_{0.2} = 15.4 \left\{ 4.4 + 23(C) + 1.3(Si) + 0.24(Cr) + 0.94(Mo) + 1.2(V) + 0.29(W) + 2.6(Nb) + 1.7(Ti) + 0.82(Al) + 32(N) + 0.16(\delta - \text{ferrite}) + \left(\frac{1}{\sqrt{d}}\right) \right\} \dots (1)$$

که در آن تمام عناصر بر حسب درصد وزنی بیان می‌شوند، δ -ferrite نشانگر درصد فریت- δ ، d میانگین خطی تقاطع دانه‌ها (قطر دانه) بر حسب mm و استحکام بر حسب MPa می‌باشند.

Norstrom [13] معادله دومی را برای نوع خاصی از فولاد آستنیتی، یعنی AISI 316L پیشنهاد داده است. از این معادله برای برآورد استحکام تسلیم 0.2 درصد به صورت تابعی از دما، اندازه دانه و مقدار نیتروژن استفاده می‌شود:

$$\sigma_{0.2} = 15 + \frac{33000}{T} + 65 \left(\frac{1690-T}{T} \right) \sqrt{\text{wt\% N}} + [7 + 78(\text{wt\% N})] \frac{1}{\sqrt{d}} \dots (2)$$

که در آن T دما بر حسب درجه کلوین (K) است.

قابلیت کاربرد هر دو معادله توسط Varin و Kurzydowski [14] آزمایش شده است، که موارد زیر را دریافتند:

- معادله (1) شامل تأثیر نیتروژن بر پارامتر k معادله Hall-Petch که ثابت می‌باشد نیست، در حالی که در معادله (2) با غلظت نیتروژن تغییر می‌کند.
 - وابستگی استحکام تسلیم به غلظت نیتروژن در معادله (1) خطی است، در حالی که در معادله (2) توان آن $1/2$ می‌باشد.
 - هر دو معادله در برآورد استحکام تسلیم فولاد تجاری 316L دارای خطای سیستماتیک هستند.
 - مقدار k در معادله (1) کمتر از حد برآورد می‌شود، در حالی که معادله (2) پارامتر k را کمی بیش از حد تخمین می‌زند.
- Varin و Kurzydowski [14] همچنین نشان دادند که پارامتر k با افزایش تعداد مرزهای دوتائی همبسته (coherent) در هر دانه به میزان قابل-اندازه‌گیری تحت تأثیر قرار نمی‌گیرد. بنابراین، در ارزیابی اندازه دانه‌های فولادهای ضد زنگ آستنیتی، مرزها در نظر گرفته نمی‌شوند.

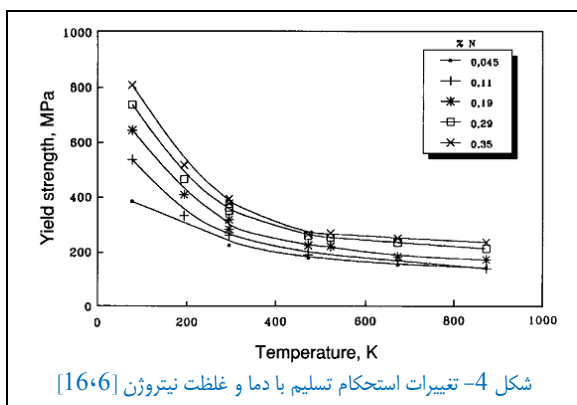
از **جدول III** می‌توان استنتاج کرد که نیتروژن تأثیر مفیدی بر استحکام تسلیم فولادهای ضد زنگ آستنیتی دارد. معادلات (1) و (2) و همچنین معادلات سایر محققان نشان می‌دهند که توان محتوای نیتروژن یک یا کمتر از یک است. غلظت‌های مختلف نیتروژن در فولاد با تغییر شرایط فرآوری

جدول III- اثر محتوای نیتروژن بر استحکام تسلیم فولادهای ضد زنگ آستنیتی			
مرجع	افزایش در استحکام تسلیم MPa/%N	دما، K	آلیاژ پایه
2	2500	4	Fe-Cr-Ni
	3400	4	
	420	295	
	2910	4	
	3190	4	
2	440	295	Fe-18Cr-10Ni
	2400	4	19Cr-10Ni
2	500	295	18-21Cr-10Ni
	653	296	
	2400	77	
	620	296	
	440	473	
13	160	673	AISI 316
	452	293	
2	950	*293	AISI 316L
	640	573	
	540	873	
6	1353	78	27Cr-32Ni-3Mo
	607	194	
	409	296	
	340	523	
	314	673	
	305	873	
2	710	295	20Cr-15Ni-3Mo
10	498	296	27Cr-32Ni-3Mo*
	276	473	
	314	673	
	305	873	
2	2780	4	Fe-Cr-Ni-Mo
	690	295	
15	2140	4	Fe-Cr-Mn
	680	295	
	*580	295	
	2940	4	
	570	295	
2	510	295	18Cr-10Ni-4Mn
510	293		

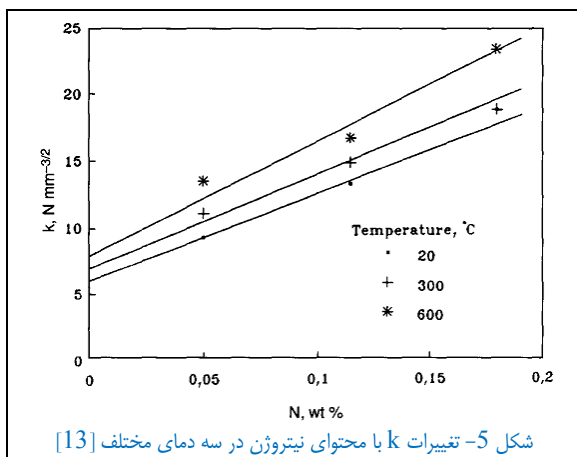
* به وابستگی به اندازه دانه نیز توجه شده.

بدست آمده است. فرآوری تحت فشار زیاد نیتروژن و استفاده از روش‌های متالورژی پودر و ایزواستاتیک گرم، غلظت‌های بسیار بالایی از نیتروژن در فولادهای ضد زنگ آستنیتی را تولید کرده است. اما، مقدار نهایی نیتروژن مشخص نیست و احتمالاً هنوز به دست نیامده است [2]. فولادهای پرنیتروژن که اغلب از آنها به عنوان فولادهای سوپرنیتروژن یاد می‌شود، با استحکام تسلیم در شرایط ریخته‌گری شده حدود 1000 MPa در دمای اتاق تولید شده‌اند [2].

اثر دما بر استحکام تسلیم پنج فولاد ضد زنگ آستنیتی با مقادیر مختلف نیتروژن در **شکل 4** نشان داده شده است. قابل مشاهده است که، در دماهای بالاتر از حدود 500K، استحکام تسلیم با افزایش دما به میزان قابل توجهی تغییر نمی‌کند [6،16].



شکل 4- تغییرات استحکام تسلیم با دما و غلظت نیتروژن [16،6]



شکل 5- تغییرات k با محتوای نیتروژن در سه دمای مختلف [13]

اما، در دمای کمتر از حدود 500K، استحکام تسلیم با کاهش دما به طرز چشمگیری تغییر می‌کند. شیب استحکام تسلیم نسبت به افزایش دما با کاهش دما و افزایش میزان نیتروژن زیاد می‌شود. بنابراین مشهود است که استحکام تسلیم فولادهای ضد زنگ آستنیتی با میزان نیتروژن و دمای زیر 500K تغییر می‌کند. این آلیاژها حاوی کروم (حدود 26،5 درصد)، نیکل (حدود 32 درصد) و کربن (بین 0.013 و 0.020 درصد) بودند.

Irvine و همکاران [12]، [13] Norstrom و Sandstrom و Bergquist [17] نشان دادند که پارامتر k معادله Hall-Petch در نتیجه آلیاژی شدن با نیتروژن بطور قابل توجهی افزایش می‌یابد. شدت تأثیر اندازه دانه بر استحکامدهی در فولادهای ضد زنگ آستنیتی کمتر از فولادهای کربنی فریتی است [13]. مقدار k در فولادهای کربنی فریتی زیاد است ($23 \text{ N mm}^{-3/2}$)، و این فولادها با کاهش اندازه دانه فریت افزایش قابل توجه در استحکام را نشان می‌دهند. در فولادهای ضد زنگ آستنیتی مقدار k کم است (7 تا $8 \text{ N mm}^{-3/2}$) و تأثیر اندازه دانه بر استحکام تسلیم محدود است. اثر نیتروژن بر k در **شکل 5** ارائه شده است، که نشان می‌دهد وقتی میزان نیتروژن فولاد AISI 316L از 0.02 به 0.27 درصد افزایش یابد، k با ضریب 2.5 زیاد می‌شود.

در نتیجه تأثیر شدید نیتروژن، می‌توان به استحکام تسلیم نسبتاً زیادی در شرایط آنیل شده توسط ترکیبی از آلیاژی‌سازی با نیتروژن و ریز کردن دانه دست یافت.

چند محقق مدل‌های مربوط به اثرات استحکامدهی نیتروژن را ارائه داده‌اند. این مدل‌ها عموماً به نظریه الاستیک و انرژی گسل انباشتی (stacking-fault energy) متکی هستند.

نرمی (داکتیلیتی)

چند نویسنده گزارش کرده‌اند که نرمی فولادهای ضد زنگ آستنیتی آلیاژی شده با نیتروژن بیشتر از مورد فولادهای بدون نیتروژن است [10،18،19]. این یافته‌ها بر اساس نتایج آزمایش‌های کشش و ضربه شاریپی بود. علاوه بر این، Speidel [19] گزارش

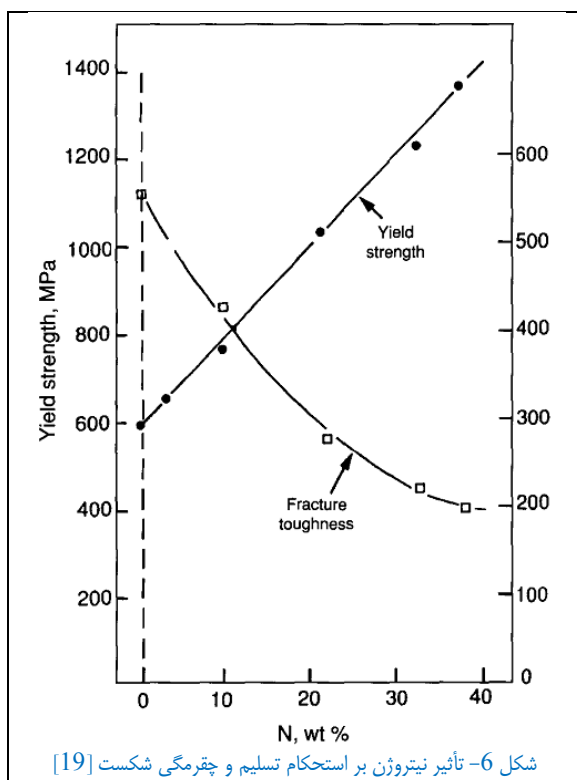
داده است که سخت‌کاری محلول جامد چقرمگی شکست را به طور قابل توجهی کاهش نمی‌دهد (شکل 6)، و کار سرد می‌تواند استحکام تسلیم را بیشتر افزایش دهد، گرچه کاهش ملایم چقرمگی شکست رخ می‌دهد.

شکل 7 نشان می‌دهد که فولادهای ضد زنگ آستنیتی با مقدار زیاد نیتروژن در محلول جامد ممکن است یک گروه از فولادهای موجود با بالاترین استحکام و چقرمگی حاصل را تشکیل دهند.

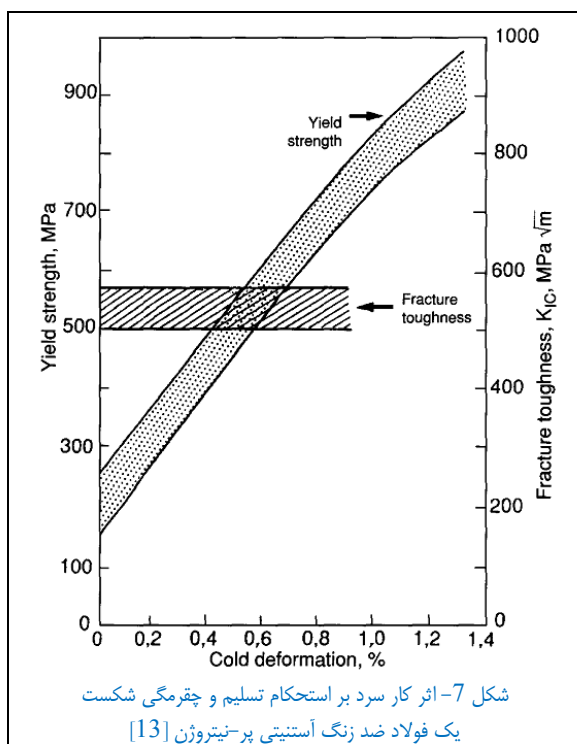
ریزساختار

نیتروژن به دو طریق بر ریزساختار تأثیر می‌گذارد. اول، پایداری آستنیت را افزایش می‌دهد به طوری که تغییر فاز آن به مارتزیت در هنگام کار سرد به تاخیر می‌افتد [2]. Bergquist و Sandstrom [17] دریافتند که مقدار مارتزیت تولید شده برای یک مقدار خاص تغییر شکل کاهش می‌یابد. اثر دوم این است که با افزایش مقدار نیتروژن ساختار نابجائی تمایل به تغییر از آرایه سلولی به مسطح دارد [17، 2، 20-22]. منشا این اثر با قطعیت مشخص نیست، اما این احتمال وجود دارد که انرژی گسل انباشتی با تغییر در مقدار نیتروژن تغییر کند. Douglass و همکاران [22] دریافتند که، در آلیاژهای Fe-20Cr-20Ni و Fe-20Cr-40Ni خصوصاً در صورت وجود نیتروژن، نابجائی‌ها در گروه‌های هم‌صفحه مرتب می‌شوند، حتی اگر اندازه‌گیری انرژی گسل انباشتی نشان دهد که در هم گیر کردن نابجائی و زیرساختار سلول‌ها بایستی در نظر گرفته شوند.

در فلزات fcc، نابجائی می‌تواند به دو نابجائی جزئی با یک گسل انباشتی بین آنها جدا شده یا گسترده شود. اگر انرژی در واحد سطح گسل انباشتی کم باشد، جدایی بین نابجائی‌های جزئی زیاد است. این برای در نظر گرفتن لغزش متقاطع بر روی صفحه متقاطع مهم است. نابجائی پیچی گسترده فقط در صورتی می‌تواند لغزش متقاطع کند که بخشی از طول آن ابتدا برای تشکیل یک نابجائی گسترده نشده منقبض شود که به انرژی فعال‌سازی نیاز دارد. کاهش انرژی گسل انباشتی باعث افزایش فاصله نابجائی‌های جزئی و همچنین دشواری ترکیب مجدد آنها می‌شود. این باعث افزایش انرژی فعال‌سازی برای لغزش متقاطع می‌شود. بنابراین، موادی با انرژی گسل انباشتی احتمال کمتری برای نشان دادن لغزش متقاطع را دارند. اما، ترکیب مجدد نابجائی‌های جزئی با فعال‌سازی حرارتی کمک رسانی می‌شود و بنابراین توانایی لغزش متقاطع با افزایش دما افزایش می‌یابد.



شکل 6- تأثیر نیتروژن بر استحکام تسلیم و چقرمگی شکست [19]



شکل 7- اثر کار سرد بر استحکام تسلیم و چقرمگی شکست یک فولاد ضد زنگ آستنیتی پر-نیتروژن [13]

اثر نیتروژن بر انرژی گسل انباشتی آلیاژهای Fe-Cr-Ni روشن نیست. **جدول IV**، خلاصه‌ای از اثرات شناخته شده نیتروژن بر انرژی گسل انباشتی برای آلیاژهای Fe-Cr-Ni و Fe-Cr-Ni-Mn، شامل موارد زیر را نشان می‌دهد:

مرجع	انرژی گسل انباشتی، mJ/m^2	آلیاژ پایه
21	کاهش از 53mJ/m^2 در $0.21\text{wt}\%$ نیتروژن به 33mJ/m^2 در $0.24\text{wt}\%$ نیتروژن. بدون کاهش بیشتر تا $0.52\text{wt}\%$ نیتروژن.	Fe-21Cr--6Ni-9Mn
10	برای نیتروژن محتوی 0 تا 0.14% با افزایش N تا 0.14% کاهش می‌یابد.	Fe-18Cr-10Ni-8Mn
10	کاهش می‌یابد	18Cr-10Ni
10	بدون تغییر	18Cr-10Ni
10	بدون تغییر	10-30Cr, 10-30Ni
10	بدون تغییر	20Cr-20Ni
30	کاهش می‌یابد طبق معادله: $\gamma = 94 + 1.4\%Ni - 1.1\%Cr - 77\%N$ $C+N \leq 0.36\text{wt}\%$, $N \leq 0.26\text{wt}\%$	17-25Cr, 8-19Ni
2	بدون تغییر	18Cr-10Ni
2	بدون تغییر	17Cr-12Ni-2Mo

(الف) انرژی گسل انباشتی مستقل از میزان نیتروژن در آلیاژهای Fe-Cr-Ni است.

(ب) در آلیاژهای Fe-Cr-Ni-Mn، با افزایش میزان نیتروژن، تبدیل در انرژی گسل انباشتی وجود دارد.

(پ) ممکن است یک تبدیل نیز در انرژی گسل انباشتی در آلیاژهای Fe-Cr-Ni اما در میزان نیتروژن بالاتر وجود داشته باشد.

چند محقق رفتار پیرسازی فولادهای ضد زنگ آستنیتی آلیاژی شده با نیتروژن را مورد بررسی قرار داده‌اند. نشان داده شده است که یک نوع سلولی رسوب کردن در فولادهای ضد زنگ آستنیتی رخ می‌دهد وقتی آلیاژهای غلظت مشخصی از نیتروژن در محدوده دمایی معینی پیرسازی می‌شوند [26-24].

رسوب کردن سلولی به صورت لایه‌های متناوب آستنیت و Cr_2N است. مقدار نیتروژن در آستنیت سازنده سلولی متفاوت از مورد آستنیت ماتریس (زمینه) است. مقدار نیتروژن در زمینه تبدیل نشده و رسوب سلولی با استفاده از میکروآنالیز الکترون-میکروپروب تعیین گردید. مشخص شد که، برای فولاد 25Cr-20Ni با محتوای نیتروژن 0.59 درصد، مقدار نیتروژن در ماتریس آستنیت تبدیل نشده و مواد سازنده سلولی به ترتیب 0.33 و 1.07 درصد بود. همچنین مشخص شد که هیچ گرادیان غلظتی قابل توجهی از نیتروژن در ماتریس تبدیل نشده نمونه‌های پیرسازی شده وجود ندارد. شرایط رسوب کردن مواد سازنده سلولی در **جدول V** خلاصه شده است.

ویژگی‌های رشد رسوب سلولی Cr_2N در فولادهای ضد زنگ آستنیتی Cr-Ni توسط Kajihara et و همکاران [27] مورد مطالعه قرار گرفته است. آنها دریافتند که سرعت مهاجرت مرزهای سلول با زمان واکنش کاهش می‌یابد. میزان نیتروژن به طور متوسط در کل سلول حاوی رسوبات Cr_2N و ماتریس آستنیتی بالاتر از مورد ماتریس بود. علاوه بر این، آنها دریافتند که مقدار نیتروژن آستنیت در مناطق سلولی بیشتر از ماتریس آستنیت است. محتوای نیتروژن ماتریس تبدیل نشده با رشد ماده سازنده سلولی کاهش می‌یابد.

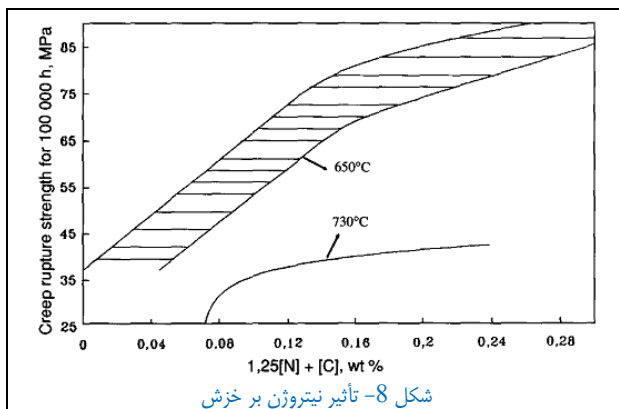
مرجع	ویژگی‌های رسوب کردن سلولی	نوع
25	مواد در دامنه دمایی 400 تا 800°C پیرسازی شد. رسوب کردن سلولی در دمای بالاتر مشاهده شد. آلیاژ حاوی $0.6\text{wt}\%$ نیتروژن.	20Cr-17Mn
26	یک مدل برای رسوب کردن سلولی در دمای 805°C استنتاج شد. آلیاژ حاوی 0.42 تا $0.50\text{wt}\%$ نیتروژن.	25Cr-20Ni
24	رسوب کردن سلولی در نمونه‌های با $0.60\text{wt}\%$ نیتروژن و در دامنه دمایی 700 تا 1000°C مشاهده شد.	Nitronic 50

خزش و خستگی

عمر خدمتی فولادهای ضد زنگ آستنیتی در کاربردهای دما بالا با افزودن نیتروژن طولانی‌تر می‌شود [2]. افزودن کنترل شده نیتروژن به هر دو فولاد ضد زنگ AISI نوع 304 و 316 باعث افزایش استحکام خزشی و پارگی (rupture strength) در 650°C می‌شود (شکل 8). چند محقق

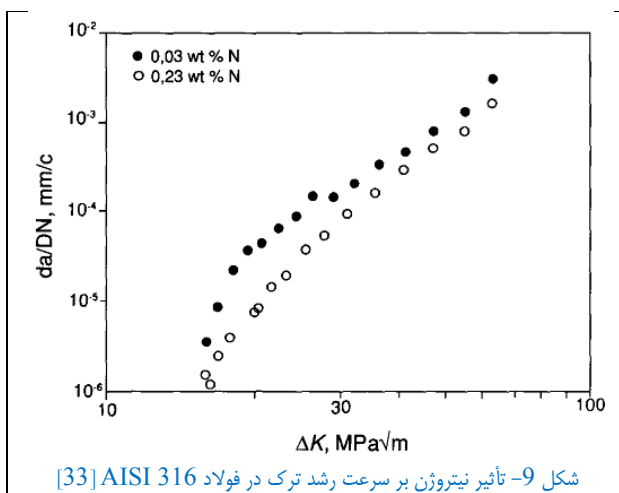
گزارش داده‌اند که نیتروژن استحکام‌دهنده موثر در برابر خزش در فولادهای ضد زنگ آستنیتی در محدوده دمای 400°C تا 600°C است. Solberg [28] فولاد AISI 316 را در دمای 700 تا 900°C مورد آزمایش قرار داد و نشان داد که، در زیر 800°C ،

فولاد حاوی نیتروژن قوی تر است، در حالی که آلیاژ سنتی حاوی کربن استحکام به خزش بهتری را در 900°C نشان می‌دهد. به گفته وی: با افزایش دما، اثر استحکامدهی نیتروژن کاهش می‌یابد. Kawabe و همکاران [29] دریافتند که نیتروژن در ترکیب با مولیبدن بهبود بیشتری در استحکام پارگی خزشی نسبت به مجموع سهم منفرد آنها ایجاد می‌کند.



کاملاً معلوم شده است که فلزات fcc، که در آنها کاهش انرژی گسل انباشتی باعث تقویت ایجاد لغزش صفحه‌ای (آرایه صفحه‌ای نابجائی) می‌شود، و آلیاژهای دارای نابجائی صفحه‌ای نسبت به آلیاژهایی که در آنها لغزش موجی غالب است، استحکام بیشتری در برابر خستگی دارند [20]. اثر نیتروژن بر انرژی گسل انباشتی فولادهای ضد زنگ آستنیتی کاملاً معلوم نشده است، اما همانطور که قبلاً بحث شد، نیتروژن آرایه نابجایی‌ها را از آرایه سلول به صفحه‌ای تغییر می‌دهد.

Nilson [20] نشان داد که فولادهای ضد زنگ آستنیتی آلیاژی شده با نیتروژن دارای استحکام خستگی دو برابر فولاد AISI 316 هستند. وی مطرح کرد که این تفاوت از نظر رفتار لغزش با شباهت‌های ظاهری همراه است. Degallaix و همکاران [31] همچنین عمر خستگی یک فولاد آستنیتی حاوی نیتروژن (21Cr-9Ni-3Mo-4Mn) را با AISI 316 مقایسه کردند و گزارش دادند که عمر خستگی فولاد حاوی نیتروژن با افزایش نیتروژن تا 0.12 درصد افزایش می‌یابد. اما، هیچ افزایش بیشتری از محتوای نیتروژن تا 0.39 درصد بدست نیامد. از طرف دیگر، Mineura و Ishizaki [32] دریافتند که نیتروژن باعث افزایش استحکام خستگی و عمر خستگی یک فولاد 20Cr-10Ni حتی در غلظت‌های 0.7 درصد می‌شود. به نظر می‌رسد که افزایش مقاومت خستگی به دلیل افزایش مقاومت در برابر موضعی شدن کرنش در نتیجه افزایش لغزش صفحه‌ای باشد. Dhers و همکاران [33]، در بررسی سرعت رشد ترک فولاد AISI 316 در سطح نیتروژن کم و زیاد، نشان دادند که نیتروژن رشد ترک در مقادیر بالای ΔK را کاهش می‌دهد (شکل 9). این نتیجه مرتبط با اثر نیتروژن بر جابجایی ترک باز (crack-opening displacement) بود.



اثر نیتروژن بر خوردگی

اثر نیتروژن بر مقاومت در برابر خوردگی فولادهای ضد زنگ آستنیتی توسط Powel [34] و Truman [35] بررسی شده است. آنها گزارش می‌دهند که اثر نیتروژن با نوع خوردگی و نوع فولاد ضد زنگ آستنیتی متفاوت است. نتایج در مطالب منتشر شده نشان می‌دهد که محتوای نیتروژن زیر تقریباً 0.20 درصد حساسیت فولادهای ضد زنگ آستنیتی به خوردگی بین دانه‌ای را کاهش می‌دهد. Brian [36] نشان داده است که افزودن نیتروژن با به تاخیر انداختن رسوب کردن کاربید و تخلیه (تهی‌سازی) کروم، مقاومت به خوردگی مرز دانه‌ای را بهبود می‌بخشد. وی توضیح داده است که این امر به دلیل نفوذ (دیفیوژن) سریع نیتروژن به مرز دانه‌ها و به دلیل وجود آن در مرز دانه‌ها در طی رسوب کردن کاربید است [36]. در مرز دانه‌ها، نیتروژن با کروم برای تشکیل ذرات Cr_2N واکنش می‌کند، که تمایل به تخلیه اطراف این ذرات از کروم دارد. اما، به نظر می‌رسد که تخلیه کروم به اندازه تشکیل Cr_{23}C_6

واکنش بین کروم و کربن، شدید نیست. می‌توان استنتاج کرد که افزودن نیتروژن (حداقل در محدوده‌هایی) تأثیرپذیری به حساس شدن و خوردگی بین دانه‌ای فولاد ضد زنگ آستنیتی را کاهش می‌دهد.

شکل 10 نشان می‌دهد که آلیاژی‌سازی با نیتروژن باعث افزایش مقاومت در برابر خوردگی اسیدی و خوردگی حفره‌ای می‌شود. آزمایشات روی فولاد AISI 304 در کلرید فریک اسیدی شده و 20 درصد کلرید سدیم نشان داد که فراوانی حفره‌دار شدن و کاهش وزن با افزایش مقدار نیتروژن کاهش می‌یابد [2]. اما، Truman [35] گزارش داده است که مقدار اطلاعات در مورد تأثیر نیتروژن بر مقاومت در برابر خوردگی در اسیدها محدود است و نمی‌توان تصویر روشنی در این زمینه ترسیم کرد. اثر نیتروژن بر ترک خوردن توام تنش-خوردگی (SCC) به طور گسترده‌ای مورد مطالعه قرار نگرفته است [22]. اما، بیشتر نتایج موجود نشان می‌دهند که نیتروژن حساسیت فولاد به SCC را افزایش می‌دهد [22].

خلاصه

یافته‌های قابل توجه محققان قبلی در این زمینه را می‌توان به شرح زیر خلاصه کرد:

- (1) نیتروژن یک تثبیت‌کننده قوی آستنیت است.
- (2) حلالیت نیتروژن در آستنیت بیشتر از کربن است.
- (3) نیتروژن یک عنصر استحکام‌دهنده موثر در دمای اتاق، در دمای بالا و در دمای زیر صفر است.
- (4) نیتروژن هم استحکام و هم نرمی (داکتیلیتی) فولادهای ضد زنگ آستنیتی را افزایش می‌دهد.
- (5) عمر مفید اجزای فولاد ضد زنگ آستنیتی در دماهای بالا با افزودن نیتروژن طولانی‌تر می‌شود، گرچه اتفاق نظر بین محققان وجود ندارد.
- (6) عمر خستگی فولادهای آلیاژی شده با نیتروژن با افزایش میزان نیتروژن زیاد می‌شود.

(7) مقاومت به خوردگی فولادهای ضد زنگ آستنیتی آلیاژ شده با نیتروژن با نوع خوردگی و نوع فولاد تغییر می‌کند.

مشهود است که تحقیقات قابل توجهی در مورد تأثیر نیتروژن بر ساختار و خواص فولادهای ضد زنگ آستنیتی انجام شده است.

اما، هیچ اطلاعاتی در مورد تأثیر نیتروژن بر خواص فولاد نوع AISI 310S یافت نشد.

مراجع:

1. VAPA, H., and PEHLKE, R.D. Nitrogen solution and titanium nitride precipitation in liquid Fe-Cr-Ni alloys. *Metall. Trans. B*, vol. 8B, Sep. 1977, pp. 443-450.
2. REED, R.P. Nitrogen in austenitic stainless steels. *J. Min. Met. Mater. Soc.*, vol. 41, no. 3, Mar. 1989, pp. 16-21.
3. KIKUCHI, M., KAJIHARA, M., and FRISK, K. Solubility of nitrogen in austenitic stainless steels. Foct, J., and Hendry, A. (eds.). London, Institute of Metals, 1989. HMS-88, pp. 63-74.
4. HOLZGRUBER, W. Process technology for high nitrogen steels. Foct, J., and Hendry, A. (eds.). London, Institute of Metals, 1989. HMS-88, pp. 39-48.
5. AUSTIN, M.W., and LEDBETTER, H.M. Dilatation of an FCC Fe-Cr-Ni alloy by carbon and nitrogen. *Mat. Sci. Technol.*, vol. 3, Feb. 1987, pp. 101-104.
6. BYRNES, M.L.G., GRUTICIC, M., and OWEN, W.S. Nitrogen strengthening of a stable austenitic stainless steel. *Acta Metal.*, vol. 35, no. 7, 1987, pp. 1853-1862.
7. UGGOWITZER, P.I., and HARZENMOSER, M. Strengthening of austenitic stainless steels by nitrogen. Foct, J., and Hendry, A. (eds.). London, Institute of Metals, 1989. HMS-88, pp. 174-179.

8. IRVINE, K.J., LLEWELLYN, D.T., and PICKERING EB. High strength austenitic stainless steels. *J. Iron St. Inst.*, no. 189. Oct. 1961. pp. 153-175.
9. KIKUTCHI, M., TAKANA, T., HAMAGAMI, K., OGURA, Y., and TANAKA, R. Lattice dilation of 25Cr-28Ni and 25Cr-28Ni-2Mo austenitic steels by dissolved nitrogen. *Metal/. Trans. A*, vol. 7A. Jun. 1976. pp. 906-908.
10. FUJIKURA, M., TAKADA, K., and ISHIDA, K. Effect of manganese and nitrogen on the mechanical properties of Fe-18Cr-10Ni stainless steels, *Trans. ISIJ*, vol. 15. 1975. pp. 464-469.
11. WERNER, E. Solid solution and grain size hardening of nitrogen alloyed austenitic steels. *Mat. Sci. Engng A*, vol. 101. 1988. pp. 93-98.
12. IRVINE, K.J., GLADMAN, T., and PICKERING, F.B. The strength of austenitic stainless steels. *J. Iron St. Inst.*, vol. 207. Jul. 1969. pp. 1017-1028.
13. NORSTROM, L-A. The influence of nitrogen and grain size on yield strength in type AISI 316L austenitic stainless steel. *Met. Sci.*, no. 11. Jun. 1977. pp. 208-212.
14. V ARIN, R.A., AND KURZYDLOWSKI, K.J. The effect of nitrogen content and twin boundaries on the yield strength of various commercial heats of type 316 austenitic stainless steel. *Mat. Sci. Engng.A,vol.101.1988.pp.221-226.*
15. WERNER, E. Solid solution and grain size hardening of nitrogen alloyed austenitic steels. *Mat. Sci. Engng A*, vol. 101. 1988. pp. 93-98.
16. NILSSON, J.O., and THORVALDSSON, T. The influence of nitrogen on microstructure and strength of a high alloy austenitic stainless steel. *Scand. J. Metall.*, vol. 15. 1985. pp. 83-89.
17. SANDSTROM, R., and BERGQVIST, H. Temperature dependence of tensile properties and strengthening of nitrogen alloyed austenitic stainless steels. *Scand. J. Metall.*, Jun. 1977. pp. 156-169.
18. PURTSHCER, P.T., and REED, R.P. Influence of nitrogen content on fracture toughness. Foct, J., and Hendry, A. (eds.). London, Institute of Metals, 1989. HMS-88, pp. 189-193.
19. SPEIDEL, M.O. Properties and applications of high nitrogen steels. Foct, J., and Hendry, A. (eds.). London, Institute of Metals, 1989. HMS-88, pp. 92-96.
20. NILSON, J.O. The effect of slip behaviour on the low cycle fatigue behaviour of the austenitic stainless steels. *Scripta Metall.*, vol. 17. 1989. pp. 593-596.
21. STOLTZ, R.E., and SANDE V ANDER, J.B. The effect of nitrogen on stacking fault energy of Fe-Cr-Ni-Mn steels. *Metall. Trans. A*, vol. 11A. Jun. 1980. pp. 1033-1037.
22. DOUGLASS, D.L., THOMAS, G., and ROSER, W.R. Ordering, stacking faults and stress corrosion cracking in austenitic alloys. *J. Corrosion*, vol. 20. Jan. 1964. pp. 15t-28t.
23. SASSEN, I., GARRATT-REED, A.J., and OWEN, W.S. Electron microscopy of austenitic Fe-Ni-Cr alloys containing nitrogen. Foct, J., and Hendry, A. (eds.). London, Institute of Metals, 1989 HMS-88, pp. 159-162.
24. RAYAPROLU, D.B., and HENDRY, A. Cellular precipitation in a nitrogen alloyed stainless steel. *Mat. Sci. Technol.*, vol. 5. Apr. 1989. pp. 328-332.
25. SILCOCK, J.M., and PRESSER, R. Aging behaviour of 18Mn-18Cr high nitrogen austenitic steel for end rings. *Metal Sci.*, vol. 17. May 1983. pp. 241-247.
26. KAJIHARA, M., KIKUCHI, M., and CHOI, S.K. Cellular precipitation of Cr₂N in chromium nickel austenitic steels. *Phase transformations '87 conf. proc.* Lorimer, G.W. (ed.). London, Institute of Metals, 1988. pp. 265-268.
27. KAJIHARA, M., et al. Evidence of long range diffusion of nitrogen in cellular precipitation of Cr₂N in austenitic steels. *Zeitschrift fiir Metal/kunnde*, vol. 77.1986. pp. 515-518.
28. SOLBERG, J.K. The influence of carbon and nitrogen on the high temperature creep properties of AISI Type 316 austenitic stainless steel. *Mat. Sci. Engng*, vol. 55. 1982. pp. 39--44.
29. KAWABE, Y., NAKAGAWA, R., and MUKOYAMA, T. Effect of nitrogen and molybdenum on the high temperature strength of 18Cr-12Ni-0.2C austenitic steel. *Trans. ISIJ*, vol. 7. 1968. pp. 353-362.
30. SCRAMM, R.E., and REED, R.P. Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metal/. Trans. A*, vol. 6A. Jul. 1975. pp. 1345-1351.
31. DEGALLAIX, S., DICKSON, T., and Foct, J. Effect of nitrogen on fatigue and creep-fatigue behaviour of austenitic stainless steels. Foct, J., and Hendry, A. (eds.). London, Institute of Metals, 1989. HMS-88, pp. 380-386.
32. MINEURA, K., and ISHIZAKI, K. Load frequency dependent fatigue properties in ultra high nitrogen steel and iron. Foct, J., and Hendry, A. (eds.). London, Institute of Metals, 1989. HMS-88, pp. 204-207.
33. DHERS, J., FocT, J., and VOGL, J-B. Foct, J., and Hendry, A. (eds.). London, Institute of Metals, 1989. HMS-88, pp. 199-203.
34. POWEL, SJ. Literature review on the role of nitrogen in austenitic steels. *Res. J. Ist Qtr.*, vol. 5. 1984. pp. 1-8.
35. TRUMAN, J.E. Effects of nitrogen alloying on corrosion behaviour of high alloy steels. Foct, J., and Hendry, A. (eds.). London, Institute of Metals, 1989. HMS-88, pp. 225-239.
36. BRIAN, C.L. Nitrogen segregation to grain boundaries in austenitic stainless steels. *Scripta Metall.*, vol. 21, no. 1. 1987. pp. 71-74.