

# اثر تنشهای پس ماند بر مقاومت خستگی فولاد ۴۱۴۰ نیتروژن دهی پلاسمایی شده

جمشید آقازاده

دانشیار

محمودرضا عمیدی

کارشناس ارشد

دانشکده مهندسی معدن و متالورژی، دانشگاه صنعتی امیرکبیر

## چکیده

اکثر روشهای اندازه گیری تنشهای باقیمانده به طور نسبی دارای پیچیدگی هایی می باشند. هدف از این پژوهش ارائه روشی نوین و در عین حال ساده به نام کرنش علائم<sup>۱</sup>، برای اندازه گیری تنشهای باقیمانده است. در این روش علاوه بر اندازه گیری دقیق تنشهای باقیمانده مقدار مولفه های آنها در جهات مختلف قابل محاسبه می باشد. به این منظور نمونه هایی از فولاد ۴۱۴۰ AISI در دماهای ۳۵۰، ۴۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۵ ساعت در ترکیب گاز ۷۵٪ نیتروژن-۲۵٪ هیدروژن تحت عملیات نیتروژن دهی پلاسمایی قرار گرفتند. سپس تنشهای باقیمانده سطحی نمونه های نیتروژن دهی شده بوسیله روش جدید کرنش علائم که مبتنی بر بازیابی الاستیک ناشی از حذف عامل ایجاد کننده تنش پسماند می باشد، در جهات شعاعی، محوری و محیطی اندازه گیری شدند. مقاومت خستگی نمونه های مختلف با رسم منحنی های S-N تعیین گردید و سطح شکست آنها بوسیله میکروسکوپ الکترونی مطالعه شد. اثر تنشهای باقیمانده بر الگوی تنشی به هنگام بارگذاری نیز به کمک نرم افزار ANSYS شبیه سازی شد. مولفه تنشهای اندازه گیری شده در جهات مختلف در محدوده ۴۰-۲۱۰ مگا پاسکال و از نظر مقدار در جهت شعاعی بیش از دو جهت محوری و محیطی بودند. حداکثر افزایش مقاومت خستگی در نیتروژن دهی پلاسمایی در دمای ۵۵۰ درجه سانتیگراد تا حد ۱۱۰٪ مشاهده شد. همچنین با بالا رفتن دمای نیتروژن دهی پلاسمایی از ۳۵۰ به ۵۵۰ درجه سانتیگراد مقدار مولفه تنشهای باقیمانده جهات مختلف حدود ۱۰۰٪ و مقاومت خستگی تقریباً ۴۰٪ افزایش یافت. رشد ترک خستگی در جهت پیرامونی بیش از جهت شعاعی بوده که دلیل این امر می تواند زیادتر بودن مولفه تنش باقیمانده فشاری شعاعی نسبت به پیرامونی در زیر لایه نیتروژن دهی باشد.

## کلمات کلیدی

تنش باقیمانده، کرنش علائم، فولاد ۴۱۴۰ AISI، نیتروژن دهی پلاسمایی، مقاومت خستگی

## Effect of Residual Stresses on Fatigue Strength of Plasma Nitrided 4140 Steel

J. Aghazadeh  
Associate Professor

M.R. Amidi  
MSc.

Department of Mining and Metallurgical Engineering,  
Amirkabir University of Technology

## Abstract

*Almost every method that has been presented to determine residual stress has some limitation and complexities. The aim of this work is to present a new, yet simple method so called "strain indentation" for measuring the residual stresses particularly in thin layers. In this method in*

*addition to the precision measurements, components of residual stress at different directions may be determined. AISI 4140 steel specimens were plasma nitrided at 350°C, 450°C and 550°C for 5 hours in the mixture of 75%nitrogen – 25% hydrogen gas. The, components of residual stress in the radials axial and hoop directions in the nitrided layer were determined considering the elastic strain recovery after removal of residual stress inducer (i.e. the nitrided layer). Fatigue strength of the nitrided specimens was obtained by plotting the S-N curves and fractographic studies carried out on the fracture surface of the specimens.*

*The effect of residual stress on the stress pattern was simulated. The calculated residual stress components were in the range of 40-210 Mpa and the radial components of residual stress were more than the other two directions. Maximum fatigue strength improvement of up to 110% was observed in the plasma nitrided specimens at 550°C and also 40% improvement in fatigue strength was detected by increasing the nitriding temperature from 350°C to 550°C. This was due to 100% increase in residual stress. Fatigue crack growth velocity in the hoop direction was more than that of radial direction. This seems to be due to higher radial residual stress component compared with the hoop stress component in the sub layer.*

## Keyword

*Residual stresses, Indentation strain, AISI 4140 steel, Plasma nitriding*

## مقدمه

تنشهای باقیمانده تنش هایی هستند که پس از باربرداری در قطعه باقی می ماندند. این تنش ها می توانند منشاء مکانیکی [۱]، گرمایی [۲] و یا شیمیایی - حرارتی داشته باشند [۳]. این تنشها را می توان به دو دسته میکروسکوپی و ماکروسکوپی تقسیم بندی کرد. تنش های باقیمانده میکروسکوپی معمولاً ناشی از غیریکنواختی های ساختاری و شیمیایی در ماده، نظیر مرزخانه ها و یا اطراف رسوبها و آخال های غیرفلزی می باشند. این تنشها در ناحیه کوچکی نسبت به ابعاد قطعه موثرند و مقدار آنها از دانه های به دانه های دیگر یا از فازی به فاز دیگر ممکن است تغییر کند [۴]. تنشهای باقیمانده ماکروسکوپی تنشهایی هستند که ناحیه متأثر از آنها قابل مقایسه با ابعاد قطعه است و حاصل غیر یکنواختی تغییر شکل پلاستیک (منشاء مکانیکی)، سخت کردن سطحی (منشاء شیمیایی - حرارتی) و تغییرات ابعادی بوجود آمده در اثر حرارت و پوشش دهی (منبع گرمایی) می باشند [۵]. در این مقاله فقط این نوع تنشهای باقیمانده مد نظر قرار گرفتند.

تنشهای باقیمانده سطحی تنشهایی هستند که در لایه سطحی قطعه به وجود می آیند. این تنشها میتوانند از نوع کششی یا فشاری باشند. تنشهای باقیمانده سطحی کششی می توانند بوسیله عملیات حرارتی با عمق سخت شده زیاد، انجام سنگ زنی در شرایطی خاص یا بر اثر بعضی پوششها مانند کرم و فسفات ایجاد شوند [۶]. تنشهای باقیمانده سطحی فشاری نیز می توانند بوسیله نورد سطحی [۷]، ساچمه زنی [۸]، عملیات سطحی مانند: کربوراسیون [۵]، نیتروراسیون [۹] و سخت کردن شعله ای و القایی [۱۱] ایجاد شوند. در عمل ممکن است ترکیبی از این دو روش نیز استفاده گردد [۱۰ و ۱۱]. از طرفی با توجه به شرایط کاری قطعه و تغییرات دمایی، انبساط و انقباض ناشی از این امر نیز می تواند باعث ایجاد تنشهای باقیمانده فشاری گردد [۱۲ و ۱۳-۱۵].

با توجه به شکل ۱ اندازه گیری تنشهای باقیمانده به چند روش امکان پذیر است: پراش اشعه ایکس، پراش نوترون، سوراخکاری ترسیمی، سوراخکاری - کرنش سنجی و کرنش علائم. در روشهای پراش اشعه نمونه خام و در روشهای مکانیکی نمونه ای که تنش آن حذف شده، با نمونه تنش دار مقایسه شده و تنشهای باقیمانده بر اساس روابط مربوط محاسبه می گردند [۱۶]. در این زمینه می توان از تخمینهای ریاضی نیز استفاده نمود [۱۷ و ۱۸]. با توجه به اینکه اکثر این روشها به طور نسبی دارای پیچیدگی هایی می باشند، در این پژوهش روشی نوین و در عین حال ساده به نام کرنش علائم، برای اندازه گیری تنش باقیمانده ارائه گردیده است.

بدین منظور نمونه هایی از جنس فولاد AISI ۴۱۴۰ مورد بررسی قرار گرفتند. این فولاد از فولادهای بسیار متداول در ساخت محورهاست و تحقیقات فراوانی در این زمینه انجام شده است [۲۱-۱۹]. یکی از مهمترین ویژگیهای مورد نظر در این فولاد مقاومت به خستگی است و تلاش در زمینه بهبود این خاصیت موضوع تحقیقات زیادی بوده است.

همانگونه که در شکل ۲ دیده می‌شود بطور کلی از عوامل لازم جهت وقوع خستگی می‌توان به: تنش کششی، دامنه تنش و تعداد سیکل به اندازه کافی زیاد اشاره نمود [۱۶ و ۲۲]. دومورد اخیر به شرایط کاری قطعه وابسته می‌باشند و معمولاً قابل تغییر نیستند، ولی امکان خنثی‌سازی مولفه تنش کششی به وسیله ایجاد تنشهای باقیمانده فشاری وجود دارد. از سوی دیگر با توجه به عوامل موثر بر شکست خستگی که در شکل ۳ ارائه شده است و همچنین نظر به اینکه ترک خستگی از سطح آغاز می‌شود، ایجاد تنشهای باقیمانده فشاری سطحی عامل موثری در زمینه بهبود خواص خستگی می‌باشد [۸ و ۱].

با توجه به شکل ۴ روشهای گوناگونی برای ایجاد تنشهای باقیمانده فشاری در سطح وجود دارد. روشهای مبتنی بر عملیات حرارتی - شیمیایی علاوه بر ایجاد تنش باقیمانده سطحی فشاری سبب بهبود خواص سطح مانند مقاومت به سایش و خوردگی نیز می‌گردند [۱۱] و به همین جهت، به نظر میرسد روش مناسبتری در زمینه ایجاد تنشهای باقیمانده فشاری در سطح باشند. کربوراسیون و عملیات حرارتی موضعی در دمایی در حد آستنیت کردن انجام می‌گردند، ولی نیتروژن‌دهی در درجه حرارت کمتر از ۶۰۰ درجه سانتیگراد انجام می‌شود. لذا نیتروژن‌دهی اعوجاج کمتری در قطعه بوجود می‌آورد [۱۱]. به نظر می‌رسد در بین روشهای ایجاد تنش باقیمانده سطحی فشاری بوسیله عملیات حرارتی - شیمیایی، نیتراسیون مناسبترین روش باشد. از طرفی با توجه به مزایای فراوان روش نیتروژن‌دهی پلاسمایی نسبت به سایر روشهای نیتروژن‌دهی [۲۳ و ۲۴] و همچنین حضور عناصر نیتريد زای قوی در فولاد مورد مطالعه، این فرایند مناسبترین روش می‌باشد.

## روش تحقیق

ماده اولیه مورد استفاده در این تحقیق میلگرد فولاد AISI ۴۱۴۰ به قطر ۱۲ mm بود. ترکیب شیمیایی این فولاد که بوسیله روش کوانتومتری آنالیز گردید در جدول ۱ مشاهده می‌شود. فولاد فوق قبل از انجام آزمایشها جهت رسیدن به شرایط یکسان، به مدت دو ساعت در دمای ۸۵۰ درجه سانتیگراد تحت عملیات آنیل کامل قرار گرفت. بعد از انجام عملیات آنیل، نمونه‌های خستگی مطابق با استاندارد ASTM-E466-96 ساخته شدند. ابعاد نمونه خستگی در شکل ۵ نمایش داده شده است. به منظور یکسان‌سازی شرایط سطحی و از بین بردن ناهمواریهای ناشی از ماشینکاری که می‌توانستند منشاء جوانه‌زنی ترک خستگی باشند، تمامی نمونه‌ها به صورت مشابه با سنباده‌های شماره ۲۰۰، ۴۰۰ و ۶۰۰ سنباده زنی گردیدند. سپس سه سری از نمونه‌ها به مدت ۵ ساعت در دماهای ۳۵۰، ۴۵۰ و ۵۵۰ درجه سانتیگراد در مخلوط گازی ۷۵٪ نیتروژن - ۲۵٪ هیدروژن، تحت عملیات نیتروژن‌دهی پلاسمایی قرار گرفتند. سپس مقاومت خستگی نمونه‌ها تحت بارگذاری سیکلی چرخشی - خمشی با رسم منحنی‌های S-N اندازه‌گیری شد. جهت رسم منحنی‌های S-N بارگذاری به صورت پله‌های کاهشی انجام گرفت. در هر تنش سه نمونه آزمایش گردید و متوسط دو نقطه نزدیک به یکدیگر انتخاب گردید سطوح شکست نیز توسط میکروسکوپ الکترونی روبشی مورد بررسی قرار گرفت.

مقدار تنش باقیمانده سطحی ایجاد شده بر اثر نیتريد کردن سطح نمونه‌ها بوسیله روش نوین کرنش علائم [۱۶] اندازه‌گیری شد. بدین منظور قسمت استوانه‌ای شکل انتهایی نمونه‌های مورد نظر به ارتفاع ۱ سانتیمتر بریده شد و مقطع حاصل تحت عملیات سنباده‌زنی و پولیش قرار گرفت، سپس بر روی هر سطح مقطع سه اثر ریز سختی بوسیله فرو رونده ریزسختی سنج مطابق شکل ۶ در نواحی زیر لایه نیتريد شده ایجاد گردید. در مرحله بعد یک لایه از سطح نمونه‌ها بدقت برداشته شد [۱۶]. نحوه لایه برداری به قسمی انجام گردید که ضخامت آن اندکی بیش از لایه نیتريد و کمتر از عمق نشانه ریزسختی باشد. بدین ترتیب تنشهای فشاری ناشی از عملیات نیتروژن‌دهی پلاسمایی آزاد شد. به کمک اندازه‌گیری تغییرات فاصله بین علائم ریز سختی قبل و بعد از لایه برداری، بوسیله میکرومتر وبا دقتی در حد میکرون، مقادیر کرنش در جهات مختلف بدست آمد. سپس با توجه به قانون هوک و با استفاده از رابطه لایه در شرایط الاستیک و صرف نظر از کرنشهای محوری ( $\epsilon_{zz} = 0$ ) مولفه‌های تنش باقیمانده براساس روابط ذیل تعیین گردید:

$$\sigma_{rr}^I = 2G\varepsilon_{rr} + \lambda\left(\varepsilon_{rr} + \varepsilon_{\theta\theta}\right) \quad (1)$$

$$\sigma_{\theta\theta}^I = 2G\varepsilon_{\theta\theta} + \lambda\left(\varepsilon_{rr} + \varepsilon_{\theta\theta}\right) \quad (2)$$

$$\sigma_{zz}^I = \nu\left(\sigma_{rr} + \sigma_{\theta\theta}\right) \quad (3)$$

در این روابط؛

$\sigma_{zz}^I$ ،  $\sigma_{\theta\theta}^I$  و  $\sigma_{rr}^I$ : مولفه تنشهای باقیمانده شعاعی، محیطی و محوری.

$\varepsilon_{zz}$ ،  $\varepsilon_{\theta\theta}$  و  $\varepsilon_{rr}$ : مولفه کرنشهای محیطی، شعاعی و محوری ایجاد شده بر اثر لایه برداری و آزاد شدن تنشهای باقیمانده.

$\nu$ : ضریب پواسون

$G$ : مدول برشی

از طرفی:

$$G = E/[2(1+\nu)] \quad (4)$$

که در این رابطه؛

$E$ : مدول یانگ

$\lambda$  ثابت لامه برابر با:

$$\lambda = [\nu E / ((1+\nu)(1-2\nu))] \quad (5)$$

در مرحله بعد بمنظور بررسی تأثیر تنشهای باقیمانده بر مولفه تنش کششی، که در نهایت باعث افزایش عمر خستگی می‌گردد، نمونه‌ها بوسیله نرم افزار Pro/ENGINEER [۲۵] مدل‌سازی شده و در محیط ANSYS 5.4 با شرایطی مشابه آزمایش خستگی تحلیل تنشی گردیدند.

## نتایج و بحث

در تصویر ۷ مقدار تنشهای باقیمانده اندازه‌گیری شده در سطح نمونه‌های نیتروژن‌دهی پلاسمایی شده در دماهای ۳۵۰ تا ۵۵۰ درجه سانتیگراد با ترکیب گاز ۷۵٪ - ۲۵٪ هیدروژن به مدت ۵ ساعت، ارائه شده است. همانگونه که ملاحظه می‌شود با استفاده از این روش علاوه بر اندازه‌گیری دقیق تنشهای باقیمانده مقدار مولفه‌های آنها در جهات مختلف قابل محاسبه می‌باشد. در دمای ۳۵۰ درجه سانتیگراد تنشهای باقیمانده محوری و محیطی تقریباً برابرند ولی مولفه تنش باقیمانده شعاعی در لایه نیتریده از نظر مقدار تقریباً ۱۰۰٪ بزرگتر از دو مولفه تنش باقیمانده دیگر است. در دمای ۴۵۰ درجه سانتیگراد نیز مولفه تنشهای باقیمانده سطحی در جهت محوری و محیطی تقریباً برابرند و تنها حدود ۱۰٪ با یکدیگر اختلاف دارند، ولی مقدار مولفه تنش باقیمانده شعاعی بیش از ۱۰۰٪ بزرگتر از مولفه تنش باقیمانده محوری و محیطی می‌باشد. مقدار مولفه تنشهای باقیمانده به دست آمده در سطح نمونه پوشش داده شده در دمای ۵۵۰ درجه سانتیگراد نیز در جهت شعاعی بیش از ۱۰۰٪ بزرگتر از مقادیر مربوط به مولفه تنشهای باقیمانده محیطی و محوری است. در این نمونه هم دو مولفه تنش اخیر تقریباً مساوی‌اند و تنها ۱٪ اختلاف دارند. نتایج حاصل از روش کرنش علائم مطابقت خوبی با نتایج سایر روشها دارند [۳ و ۸].

همانطور که انتظار می‌رود نیتروژن‌دهی پلاسمایی فولاد ۴۱۴۰ سبب ایجاد تنش باقیمانده فشاری در لایه نیتride می‌گردد [۲۱ و ۲۶-۲۸]. این امر به دلیل حضور عناصر نیتrideزای قوی مانند کرم و مولیبدن و در نتیجه تشکیل نیتride این عناصر در سطح نمونه می‌باشد [۱ و ۸ و ۲۹-۳۰]. ایجاد نیتrideها در لایه نیتride همراه با افزایش حجم در این منطقه است، در حالیکه در مغز قطعه هیچ تغییر حجمی بوجود نمی‌آید. بنابراین افزایش حجم نواحی سطحی توسط مغز نمونه محدود می‌شود و در نتیجه تنش باقیمانده فشاری در لایه سطحی تولید می‌شود [۳ و ۲۱ و ۲۶-۲۸]. با توجه به تصویر شماره ۷، دیده می‌شود که مولفه تنشهای باقیمانده لایه نیتride در جهت شعاعی بیش از مولفه تنشهای باقیمانده سطحی در دو جهت محوری و پیرامونی است. با توجه به این واقعیت که عامل اصلی ایجاد تنش باقیمانده سطحی در فرآیند نیتروژن‌دهی، اعمال فشار از منطقه سطحی بر مغز قطعه می‌باشد، به نظر می‌رسد که مقدار تنش کششی لازم برای بروز تغییر شکل الاستیکی در جهت شعاعی بیشتر باشد. در نتیجه بیشترین مقدار تنش باقیمانده سطحی فشاری در جهت شعاعی بوجود آمده است [۳۱]. از طرف دیگر در شکل ۷ مشاهده می‌شود که مولفه تنشهای باقیمانده لایه سطحی نمونه‌های نیتride شده در جهات محوری و محیطی تقریباً برابرند. این امر می‌تواند به دلیل همسانگرد بودن مولفه‌های تنش سطحی نسبت به تنش شعاعی باشد [۳۱]. با استفاده از تصویر ۷ می‌توان مولفه تنشهای باقیمانده شعاعی، محوری و محیطی نمونه‌های نیتride شده در دماهای مختلف را با یکدیگر مقایسه نمود. از این تصویر چنین بر می‌آید که در تأیید نتایج قبلی [۲۶] با افزایش دما میزان تنش باقیمانده ایجاد شده در سطح افزایش یافته است. با توجه به افزایش ضخامت لایه نفوذی با افزایش دما [۲۹ و ۳۲-۳۳]، به نظر می‌رسد این امر سبب انبساط بیشتر و اعمال فشار زیادتر به مغز و در نهایت ایجاد تنش باقیمانده فشاری بالاتری در سطح شده است [۲۶].

نتایج آزمایش خستگی در شکل ۸ مشاهده می‌شود. همچنانکه ملاحظه می‌گردد، مقاومت خستگی در اثر نیتروژن‌دهی پلاسمایی بهبود یافته به نحوی که با پوشش‌دهی در دمای ۳۵۰ درجه سانتیگراد مقاومت خستگی ۴۷٪ و در دمای ۵۵۰ درجه سانتیگراد ۱۱۰٪ افزایش حاصل نموده است. همانگونه که ملاحظه می‌شود با افزایش دمای نیتروژن‌دهی پلاسمایی تا ۵۵۰ درجه سانتیگراد نیز مقاومت خستگی افزایش می‌یابد. این نتایج با تحقیقات قبلی مطابقت خوبی دارد [۱ و ۳ و ۲۸].

نیتروژن‌دهی پلاسمایی سبب ایجاد تنش باقیمانده سطحی فشاری می‌گردد. در این حالت تنش کششی وارده به سطح در واقع حاصل جمع جبری مولفه‌های تنش ناشی از نیروی خارجی اعمالی و تنش باقیمانده فشاری می‌باشد. در نتیجه مقدار تنش کششی شکل گرفته در سطح نمونه که یکی از عوامل لازم برای وقوع شکست خستگی می‌باشد [۲۲]، کاهش یافته و مقاومت به خستگی افزایش می‌یابد [۱]. انتظار می‌رود [۲۶] با افزایش دمای نیتراسیون پلاسمایی با توجه شکل ۸، مقاومت به خستگی افزایش یابد. با در نظر گرفتن مباحث قبلی، ملاحظه می‌شود افزایش دمای پوشش‌دهی سبب ازدیاد تنش باقیمانده فشاری در لایه سطحی می‌گردد. در نتیجه بنظر می‌رسد میزان تنش کششی اعمالی به سطح نمونه افت بیشتری نموده و در نتیجه مقاومت به خستگی افزایش می‌یابد [۳ و ۲۸].

در شکل ۹ نتایج تحلیل تنش نمونه پوشش داده شده در دمای ۵۵۰ درجه سانتیگراد مشاهده می‌شود. در جدول ۲ نیز نتایج تحلیل تنش قسمتی از نمونه که حداکثر تنش را تحمل می‌کند، با یکدیگر مقایسه شده است. مشاهده می‌شود حداکثر تنش سطحی وارده به نمونه‌ها بر اثر اعمال تنش سیکلی ۴۵۰ مگاپاسکال بر اثر نیتروژن‌دهی پلاسمایی کم می‌شود. این امر نمایانگر کاهش مولفه تنش کششی ایجاد شده در سطح نمونه خستگی تحت بار خارجی، به دلیل وجود تنش باقیمانده سطحی فشاری ناشی از نیتراسیون پلاسمایی می‌باشد. این افت با افزایش دمای پوشش‌دهی بیشتر می‌شود. نتایج حاصل از تحلیل تنش کاملاً موید صحت نظرات ارائه شده در مورد نحوه بهبود مقاومت به خستگی بر اثر نیتراسیون پلاسمایی می‌باشد.

تصویر ۱۰ نمایانگر سطح شکست خستگی نمونه نیتride شده در دمای ۵۵۰ سانتیگراد می‌باشد. پس از جوانه‌زنی، رشد ترک در مرحله II انجام شده است (آثاری از رشد مرحله I در سطح شکست دیده نمی‌شود)، و ترک خستگی در جهت عمود بر محور نمونه رشد نموده است. در نمونه‌های عاری از تنش باقیمانده، رشد ترک با توجه به وابستگی مقدار  $K_{Ic}$  (مولفه شدت تنش زاویه‌ای) به زاویه رشد ترک، سرعت رشد در جهت شعاعی بیشتر می‌باشد. اما در صورت وجود تنشهای

باقیمانده فشاری سطحی، همانطور که ملاحظه میشود، ترک در جهت پیرامونی تمایل به رشد سریعتری داشته است. با توجه به تحقیقات قبلی [۳۴] بویژه در خصوص مکانیزم شکست خستگی نمونه‌های نیتريد شده گازی و پلاسمایی [۳۵] به نظر می‌رسد که ایجاد تنش باقیمانده فشاری در لایه نیتريد شده باعث ایجاد تنش باقیمانده کششی در نواحی زیر لایه نیتريد می‌گردد. این تنش کششی با قیمانده به همراه وجود آخال می‌تواند مکان مناسبی برای جوانه‌زنی ترک خستگی باشد [۳۵]. نمونه‌ای از این مکانیزم را می‌توان در شکل ۱۰ دید که به علت وجود تنش‌های کششی باقیمانده زیاد در نواحی زیر لایه نیتريد، ترک از محلی در زیر لایه جوانه‌زده و سپس باعث شکست نمونه خستگی گردیده است. همانطور که مشاهده می‌شود ترک خستگی پس از جوانه‌زنی در زیر لایه در راستای پیرامونی رشد نموده است، تا اینکه شدت تنش به مقدار بحرانی آن رسیده ( $K_c \leftarrow K$ ) و شکست نهایی با جدایش لایه نیتريد رخ داده است. مولفه تنش باقیمانده فشاری شعاعی در لایه نیتريد سبب ایجاد تنش‌های کششی باقیمانده در زیر لایه نمی‌شوند. اما مولفه تنش باقیمانده فشاری محیطی و محوری باعث ایجاد تنش‌های کششی باقیمانده محیطی و محوری می‌شوند. با توجه به ترکیب مولفه تنش‌های کششی ایجاد شده در اثر بارگذاری سیکلی با مولفه تنش‌های کششی باقیمانده محوری در زیر لایه انتظار می‌رود که سرعت رشد ترک خستگی در جهت پیرامونی بیشتر از جهت شعاعی باشد.

## نتیجه گیری

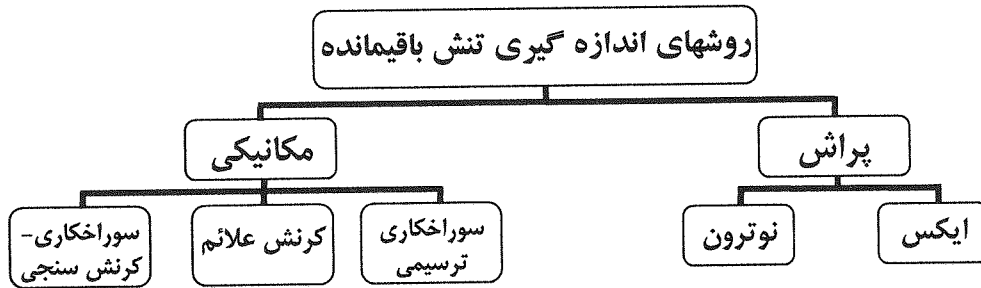
- ۱- اندازه‌گیری تنش باقیمانده سطحی بوسیله روش نوین کرنش علائم راهکار کم هزینه و ساده‌تری در مقایسه با سایر روش‌های موجود می‌باشد.
- ۲- نیتراسیون پلاسمایی فولاد محور AISI ۴۱۴۰ در دمای ۵۵۰ درجه سانتیگراد به مدت ۵ ساعت در ترکیب گاز ۷۵٪ نیتروژن-۲۵٪ هیدروژن باعث ایجاد مولفه های تنش باقیمانده سطحی فشاری بین ۴۰ تا ۲۱۰ مگا پاسکال و در نتیجه بهبود قابل ملاحظه مقاومت خستگی به مقدار ۱۱۰٪ می‌گردد.
- ۳- براساس اندازه‌گیری تنش باقیمانده با روش ابداعی کرنش علائم، میزان تنش باقیمانده فشاری ایجاد شده بر اثر نیتراسیون پلاسمایی در جهت شعاعی حدود ۱۰٪/۱۰۰ نیش از دو جهت محوری و محیطی می‌باشد.
- ۴ - افزایش دمای نیتراسیون پلاسمایی از ۳۵۰ درجه سانتیگراد به ۵۵۰ درجه سانتیگراد سبب افزایش مقدار تنش باقیمانده فشاری و در نتیجه بهبود در مقاومت خستگی به مقدار ۴۰٪ می‌گردد.
- ۵ - رشد ترک خستگی در جهت پیرامونی بیشتر از جهت شعاعی می‌باشد که بنظر می‌رسد علت آن ترکیب مولفه تنش باقیمانده محوری کششی با مولفه تنش وارده بر اثر بارگذاری سیکلی در زیر لایه باشد.

جدول (۱) مقایسه ترکیب شیمیایی فولاد مورد استفاده با استاندارد.

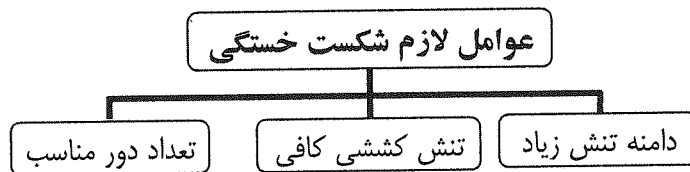
درصد عناصر	C%	Mo%	Cr%	Mn%	Si%	S%
فولاد تهیه شده	۰/۴۳	۰/۲۱	۰/۹۸	۰/۷۶	۰/۲	۰/۰۴۱
AISI ۴۱۴۰	۰/۳۸-۰/۴۳	۰/۱۵-۰/۲۵	۰/۸-۱/۱	۰/۷۵-۱/۱	۰/۱۵-۰/۳	۰/۰۴۰
ملاحظات	استاندارد	استاندارد	استاندارد	استاندارد	استاندارد	۰/۰۰۱ بیشتر

جدول (۲) نتایج تحلیل تنشی.

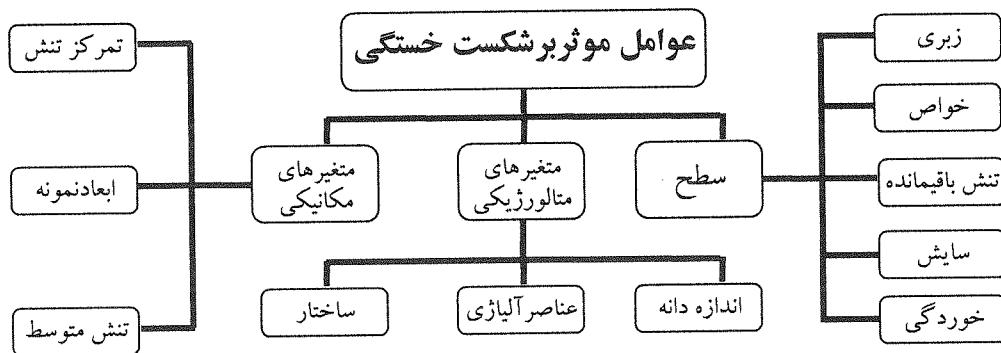
نمونه	حداکثر تنش (Mpa)
خام	۲۸۶
۳۵۰°C	۳۵۱
۴۵۰°C	۳۳۳
۵۵۰°C	۳۰۱



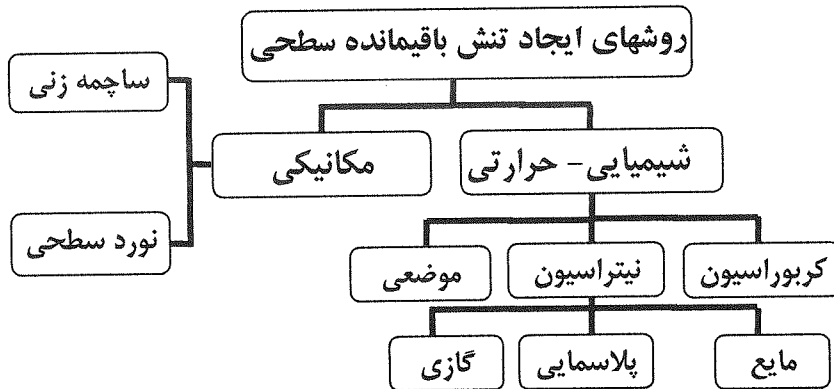
شکل (۱) روشهای اندازه گیری تنش باقیمانده.



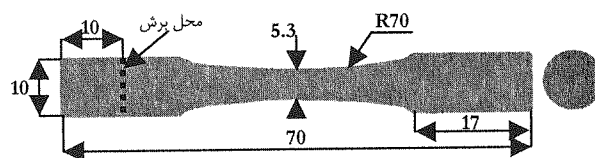
شکل (۲) عوامل لازم برای وقوع شکست خستگی.



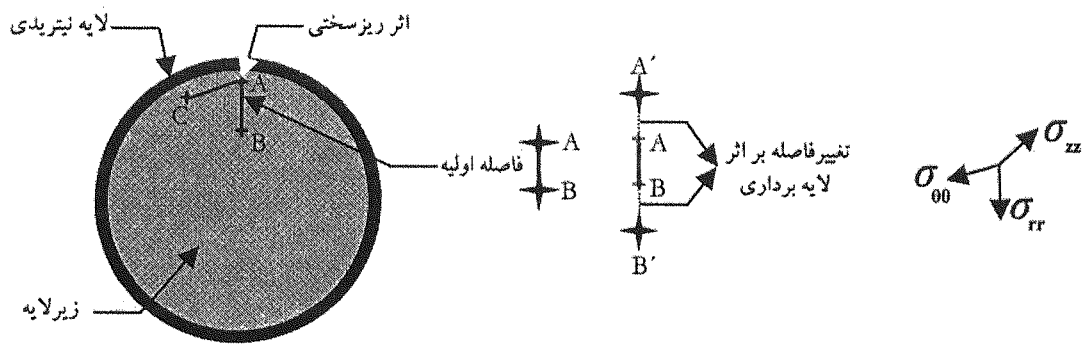
شکل (۳) عوامل موثر بر رخداد شکست خستگی.



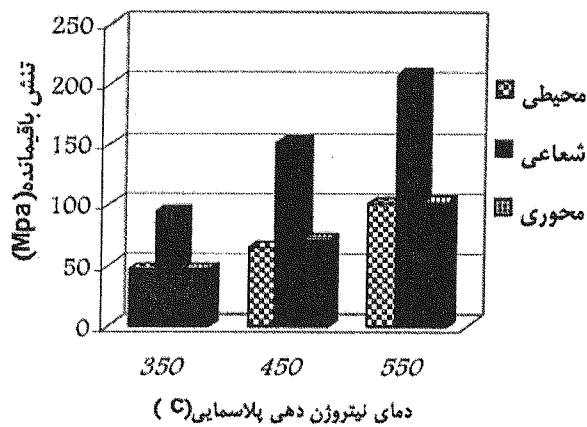
شکل (۴) روشهای ایجاد تنش باقیمانده فشاری سطحی.



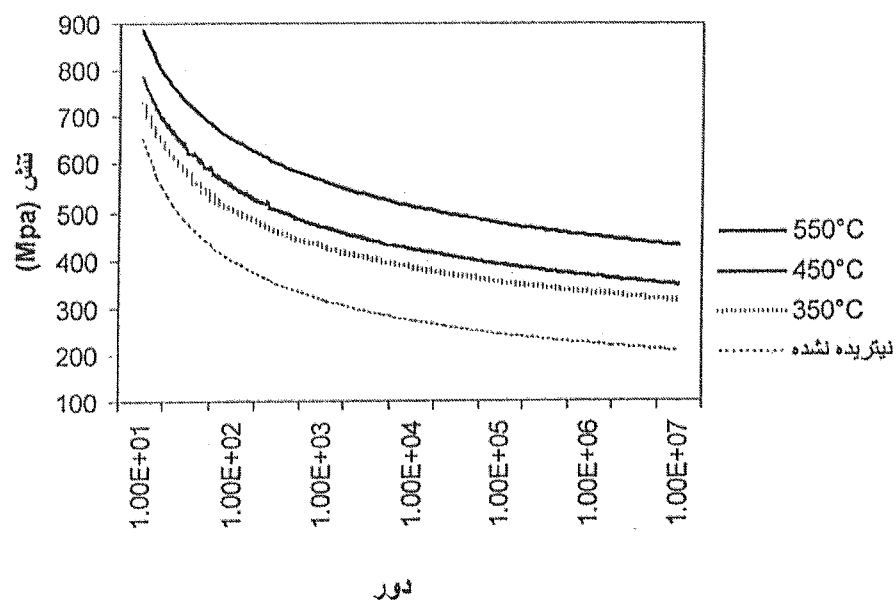
شکل (۵) ابعاد نمونه خستگی تهیه شده (mm).



شکل (۶) سطح مقطع علامت گذاری شده بوسیله دستگاه ریز سختی.



شکل (۷) تنش‌های باقیمانده سطحی فشاری ایجاد شده بر اثر نیتروژن دهی پلاسمایی با ترکیب گاز ۷۵٪ نیتروژن - ۲۵٪ هیدروژن و زمان ۵ ساعت.

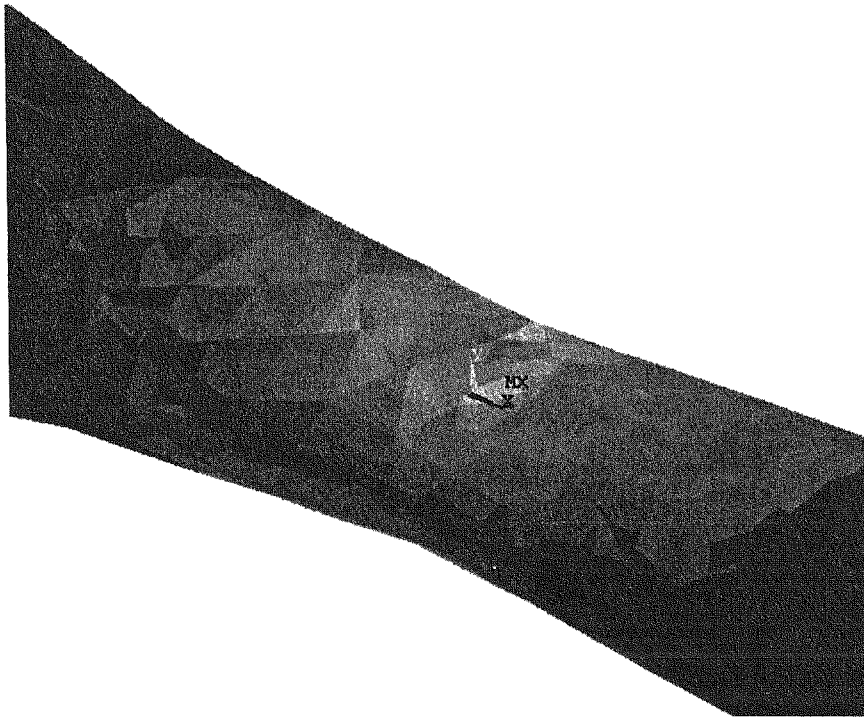


شکل (۸) مقاومت خستگی. نمونه‌های نیتروژن دهی پلاسمایی شده با ترکیب گاز ۷۵٪ نیتروژن - ۲۵٪ هیدروژن و زمان ۵ ساعت.

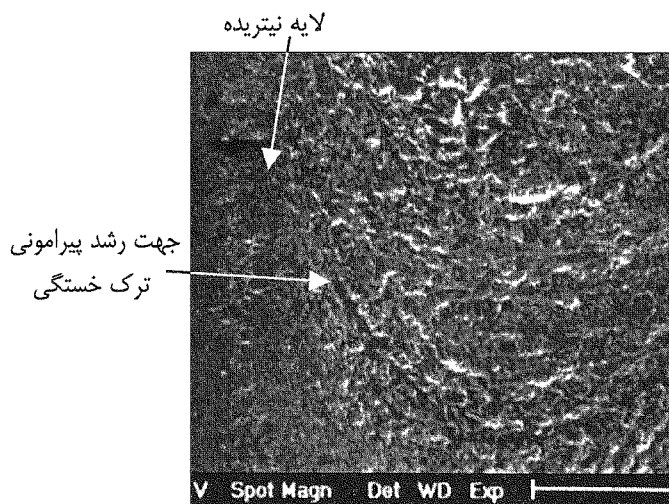


ANSYS 5.4  
 JAN 23 2002  
 16:28:15  
 ELEMENT SOLUTION  
 STEP=1  
 SUB =1  
 TIME=1  
 SEQV (NOAVG)  
 DMX =.717E-03  
 SMN =352.955  
 SMX =300573

352.955
33711
67069
100426
133784
167142
200500
233858
267216
300573



شکل (۹) تحلیل تنش: قسمت میانی (دارای کمترین قطر). نمونه نیتروژن دهی پلاسمایی شده در دمای ۵۵۰ درجه سانتیگراد با ترکیب گاز ۷۵٪ نیتروژن - ۲۵٪ هیدروژن و زمان ۵ ساعت.



شکل (۱۰) سطح شکست خستگی در تنش ۴۵۰ مگاپاسکال. نمونه نیتروژن دهی پلاسمایی شده در دمای ۵۵۰ درجه سانتیگراد با ترکیب گاز ۷۵٪ نیتروژن - ۲۵٪ هیدروژن و زمان ۵ ساعت.

## زیر نویس

۱- ثبت شده تحت شماره ۲۸۱۰۱ مورخ ۸۱/۵/۲۲

- [1] Li C.X. et.al. "Shotpeening of Plasma Nitrided Steel for Fretting Fatigue Strength Enhancement", *Materials Science and Technology*, Vol.16, 2000, P.1065.
- [2] Berkovits A. and Kelly D.W. "Consideration of The Effects of Residual Stress on Fatigue of Welded Aluminum Alloys Structures", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, Vol.21, 1998, P.159.
- [3] Li C.X. et.al. "Factors Influencing Fretting Fatigue Properties of Plasma – Nitrided Low Alloy Steel", *Microstructures and Processing*, Vol.292, No.1, 2000, P.18.
- [4] Prask H.J. and Choi C.S. "Nondestructive Determination of Subsurface Residual Stresses by Means of Neutron Diffraction", *SAE AE-28 Multiaxial Fatigue of An Induction Hardened Shaft*, SAE Warren dale, PA, 1999, P.45.
- [5] Cowling J.M. "Fatigue Cracking in Nitrided Steels", *The Pergman Press*, 1986, P.37.
- [6] Geary W. and King J.E. "Residual Stresses Effects during Near-Threshold Fatigue Crack Growth", *Int.J.Fatigue*, Vol.9, No. 1, 1987, P.11.
- [7] Almen J.O. and Black R.H. "Residual Stresses and Fatigue in Metals", 1963, Mc Grow Hill Book Company, Inc.
- [8] Baragetti S. and Guagliano M. "Influence of Low-Intensity Shotpeening on The Fatigue Strength of An AL/AL2O3 Composite Material", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & structures*, Vol.21, 1998, P.717.
- [9] Staines A.M. "Today's Processing Options for Nitriding Gaseous and Plasma Routes Compared", *Nitriding Services Ltd. Heat Treatment of Metals*, Vol. 1, 1996, P.1.
- [10] Devi M. and Mohanty O.N. "Plasma Nitriding of Tool Steels for Combined Percussive Impact and Rolling Fatigue Wear Applications", *Surface and Coating Technology*, Vol.107, 1998, P.55.
- [11] Gulyaer A. "Chemical Heat Treatment of Steels", *Physical Metallurgy*, Vol.1, 1980, P.25.
- [12] Gurney T.R. "Fatigue of Welded Structures", 2<sup>nd</sup> Edn, 1979, Cambridge University Press, Cambridge.
- [13] Ozelton M.W. and Coyle T.G. "Fatigue Life Improvement by Cold Working Fastener Holes in 7050 Aluminum in: *Fatigue in Mechanically Fastened Composite and Metallic Joints*", ASTM STP 927, 1986, P.53.
- [14] Pell R.A. et.al. "Fatigue of Thick-Section Cold-Expanded Holes With and Without Cracks", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & structures*, Vol.12, 1989, P.553.
- [15] Ozdemier A.T. and Edwards L. "Relaxation of Residual Stresses at Cold Worked Fastener Holes Due to Fatigue Loading", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & structures*, Vol.20, No. 10, 1997, P.1443.
- [16] Amidi M.R. M.Sc. Thesis, "Effect of plasma nitriding on residual stresses and fatigue strength of 4140 bearing steel", *Amirkabir University of Tech.*, 2002.
- [17] Clark G. "Modeling Residual Stresses and Fatigue Crack Growth at Cold – Expanded Fastener Holes", *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & structures*, Vol. 14, No. 5, 1991, P.579.
- [18] Deibel F. "Calculating Residual Manufacturing Stresses in Braze Joints, Using the Ansys Program", *ANSYS Conference Proceedings*, Swanson Analysis Systems, Inc, 1989, p.232.
- [19] Filiz S. "The effect of Tempering on Susceptibility to Stress Corrosion Cracking of AISI 4140 Steel", *Material Science and Engineering*, A315, 2001, P.98.
- [20] Podgornik B. et. al. "Friction and Wear Properties of DLC-Coated Plasma Nitrided Steel in Unidirectional and Reciprocating Sliding", *Thin Solid Films*, Vol. 377-378, 2000, P.254.
- [21] Ghiglione D. et. al. "Modeling and Measurement of Residual Stresses in Situ Plasma Nitriding", *11th Congress for Heat Treatment and Surface Engineering*, Italy, 1998, p.153.
- [22] Dieter G.E. "Mechanical Metallurgy", 1976, Mc Grow – Hill Book Company.
- [23] Bacci T. Borgioli F. "Glow Discharge Nitriding of Sintered Stainless Steel", *Sur. Coat. Tech.*, Vol.139, 2001, P.251.
- [24] Molinari A. et. al. "Plasma Nitriding of Fe-Cr-Mo Sintered Steel", *Sur. Eng.* Vol.6, 1998, P.14.
- [25] "Pro/Engineer Installation & Administration on Guide", 1997, Parametric Technology.
- [26] Dasilva Rocha A. et. al. "Microstructure and Residual Stresses of a Plasma – Nitrided M2 Tool Steel", *Surface and Coating Technology*, Vol.115, No.1, 1999, P.24.
- [27] Li C.X. et.al. "Consideration of Fretting Fatigue Properties of Plasma Nitrided En 19 Steel", *Surface Engineering*, Vol. 15, No. 2, 1999, P.149.
- [28] Podgornik B. et.al. "Wear Resistance of Pulse Plasma Nitrided AISI 4140 and A355 Steels", *Materials Science and Engineering*, A315, 2001, P.28.
- [29] Inal O.T. and Robino C.V. "Ion Nitriding Behavior of Several Low Alloy Steels", *Thin Solid Films*, Vol. 59, 1983, P.79.
- [30] Kovacs W. and Russel W. "An Introduction to Ion Nitriding", *Proc. Conf. On Ion Nitriding*; American Society for Metals; Metals Park; OH, 1987; P.47.

- [31] Paul S., "X- Ray Diffraction Determination of the Triaxial Residual Stress in SAE 1045 Biaxial Fatigue Specimens", SAE AE-28, Multiaxial Fatigue of an Induction Hardened Shaft, SAE Warren dale, PA, 1999, P.37.
- [32] Ozbaysal K. Inal O.T., "A Review of Plasma Surface Modification: Process, "Heat Treatment of Metals", Vol. 3, 1987, P.67.
- [33] Loh N.L., Siew L.W., "Residual Stress Profiles of Plasma nitrided Steels", Surface Engineering, Vol. 15, No. 2, 1999, P.137.
- [34] Jones B.K. and Martin J.W., "Residual Stress Distribution in Nitrided En41B Steel as Function of Case Depth", Metals Technology, November 1977, P.520.
- [35] Jones B.K. and Martin J.W., "Fatigue Failure Mechanisms in a Nitrided En41B Steel", Metals Technology, Vol.15, Part7, 1978, P.217.