

# بررسی تغییر حالت مارتنزیتی در اثر تغییر فرم پلاستیک در یک فولاد ضدزنگ آستنیتی با استفاده از XRD و OM

دکتر سیدعلی صدوق وینینی

استادیار دانشکده مهندسی مکانیک دانشگاه صنعتی امیرکبیر

چکیده:

فولادهای ضدزنگ آستنیتی Fe-Cr-Ni از نوع ۱۸-۸ در اثر تغییر فرم پلاستیک به فاز مارتنزیت تحول پیدا می‌کنند. این تغییر حالت در دماهای پایینتر از نقطه  $M_d$  و یا با نگهداری در دماهای کمتر از نقطه  $M_s$  امکان پذیر است. حاصل این تحول یک فاز "ε" با ساختار کریستالی HCP و یک فاز  $\alpha'$  با ساختار کریستالی BCC است. بررسی تحول فازها با استفاده از میکروسکوپ نوری (OM) و تفرق اشعه ایکس (XRD) نشان می‌دهد که فاز آستنیت ( $\gamma$ ) با دو مکانیزم زیر در اثر تغییر فرم پلاستیک تحول پیدا می‌کند:

- ۱- تغییر حالت از طریق ایجاد فاز "ε" و سپس فاز " $\alpha'$ " ( $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ )
- ۲- تغییر حالت مستقیم  $\gamma \rightarrow \alpha'$

سرعت تغییر حالت در این مکانیزم به سهولت تشکیل فاز "ε" و سپس تغییر حالت آن به فاز  $\alpha'$  بستگی دارد. این مسأله به طور تنگاتنگ به ابعاد شبکه کریستالی فاز "ε" بخصوص پارامتر C شبکه HCP مربوط می‌شود. در این مقاله نتایج بررسیهای فوق با استفاده از OM و XRD بر روی یک آلیاژ L ۳۰۴ که در دمای محیط و دمای ازت مایع تحت آزمایشات کشش و خستگی قرار گرفته است، ارائه می‌شود.

## Investigation of Martensite transformation induced by plastic deformation on an austenitic stainless steel using XRD and OM methods

M. Sadough-Vanini, Ph.D

Assistant Prof. Of Mech. Eng. Dept.  
Amir Kabir. Univ. of Technology

### ABSTRACT:

Austenitic stainless steel (Fe-Cr-Ni) of the type 18-8 transforms into The martensite phase due the effect of plastic deformation. This transformation can occur at a temperature lower than  $M_d$  point or by holding it at temperatures lower Than  $M_s$  point. The result of this transformation is a "ε" phase with HCP crystal structure and an " $\alpha'$ " phase with BCC crystal structure. Studying of phase transformations were carried out using an optical microscopi (OM) and an X.ray diffraction (XRD). It was shown that " $\gamma$ " austenite phase under the effect of plastic deformation develops by one the following mechanisms:

- 1- By creating "ε" phase and then " $\alpha'$ " phase. ( $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ ).
- 2- Direct phase transformation ( $\gamma \rightarrow \alpha'$ ).

The speed of phase transformation in this mechanisem depends on the ease of "ε" phase

formation and the phase change itself depends on " $\alpha$ " phase. This problem is closely related to the dimensions of " $\epsilon$ " parameter phase crystal particularly to Parameter C of the HCP lattice. In this paper, the result of above investigations on the 304L alloy using OM and XRD techniques is presented for fatigue and tensile tests at room temperature and at liquid nitrogen temperature.

## ۱- مقدمه:

کریستالی فازهای مختلف بدست می آیند. برتری این روش نسبت به روش مغناطیسی اطلاعات حاصله مربوط به فاز " $\epsilon$ " است.

در آلیاژ مورد آزمایش که تحت آزمایشات کشش و خستگی در دماهایی بین  $M_s$  و  $M_d$  قرار گرفته است سه فاز " $\gamma$ "، " $\alpha$ " و " $\epsilon$ " مشاهده می شوند.

فازهای " $\epsilon$ " و " $\gamma$ " دارای ساختار کریستالی فشرده اند. در ساختار FCC سطوح کریستالی نوع  $\{111\}$  به صورت ABCABC... تکرار می شوند. در حالی که در ساختار HCP تکرار سطوح کریستالی  $\{001\}$  به صورت ABAB... است. نزدیکی فاز " $\gamma$ " و " $\epsilon$ " با رابطه صفحات و جهت های کریستالی زیر تفسیر می شود [۵ و ۶ و ۷ و ۸].

$$\langle 111 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 11\bar{2}0 \rangle_{\epsilon} \quad \langle 111 \rangle_{\gamma} \parallel \langle 001 \rangle_{\epsilon}$$

از طرف دیگر بین پارامتر شبکه کریستالی این دو فاز نیز روابط زیر وجود دارد:

$$d(111)_{\gamma} = d(002)_{\epsilon} \quad d(220)_{\gamma} = d(1120)_{\epsilon}$$

$$a_{\epsilon} = a_{\gamma} \times \frac{\sqrt{2}}{2} \quad c_{\epsilon} = a_{\gamma} \times \frac{2\sqrt{3}}{3}$$

در طیف اشعه X حاصل از آلیاژ پیکهای مربوط به صفحات  $\langle 111 \rangle_{\gamma}$  و  $\langle 002 \rangle_{\epsilon}$  و به همین ترتیب پیکهای  $\langle 220 \rangle_{\gamma}$  و  $\langle 1120 \rangle_{\epsilon}$  بر هم منطبقند که خود دلیلی بر نزدیکی خصوصیات کریستالی فازهای " $\gamma$ " و " $\epsilon$ " است. این نزدیکی مشکلاتی در جهت شناسایی فازهای " $\epsilon$ " و " $\gamma$ " بوجود می آورد.

آلیاژ مورد استفاده در آزمایش کشش قبل از تست کشش در حرارت محیط نورد و سپس در دمای  $1050^{\circ}\text{C}$  آنیل شده است، بنابراین امکان موجودیت بافت کریستالی در آن می رود. این بافت کریستالی اثراتی بر شدت پیکهای تفرق X در فازهای مختلف دارد. اثر بافت کریستالی در نمونه های آزمایش خستگی که از یک میلگرد استوانه ای تهیه شده اند کمتر خواهد بود، این بافت کریستالی احتمالاً بر کم شدن شدت پیکهای فاز " $\epsilon$ " اثر بیشتری خواهد داشت.

ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد آزمایش به قرار زیر است:

تحول فاز آستنیت تحت تغییر فرم پلاستیک بررسی شده در فولاد ۳۰۴L منجر به تشکیل دو فاز مختلف یکی فاز " $\epsilon$ " با ساختار HCP است و دیگری فاز " $\alpha$ " با ساختار کریستالی BCC می شود.

این تحول با پایین آوردن درجه حرارت فاز " $\gamma$ " و یا بطور ایزوترم تحت تنش خارجی امکان پذیر است. در این مقاله تنها تغییر حالت تحت تنش خارجی بررسی می شود.

تشکیل فاز " $\alpha$ " به دنبال تشکیل باندهای از فاز " $\epsilon$ " است. بررسی با میکروسکوپ الکترونی و نوری توسط P. L. Mangonary و G. Thomas [۱] نشان می دهد که باند فاز " $\epsilon$ " موازی با سطوح کریستالی  $\{111\}$  فاز " $\gamma$ " یا فاز "مادر" است. این سطوح کریستالی در فاز FCC از سطوح لغزش به شمار می روند.

لازمه تشکیل فاز " $\epsilon$ " کم بودن انرژی عیب انباشتگی در فاز " $\gamma$ " است [۲]. باندهای فاز " $\epsilon$ " در اثر تغییر فرم پلاستیک و بهم پیوستن عیوب انباشتگی در سطوح کریستالی مجاور بوجود می آیند [۳]، به عبارت دیگر عیوب انباشتگی، جوانه های جهت تشکیل فاز " $\epsilon$ " می باشند.

در آلیاژهای سیستم Fe-Cr-Ni تغییر فرم پلاستیک انجام شده در درجه حرارتهای بالای نقطه  $M_s$  سبب تشکیل فاز مارتزیت می شود. تغییر فرم باید در دمایی پایینتر از دمای  $M_d$  انجام شود [۴] زیرا در دمای بالاتر از نقطه  $M_d$  اعمال تنش تنها سبب تغییر فرم پلاستیک فاز " $\gamma$ " می شود و تغییر حالتی در فاز ایجاد نمی کند.

شناسایی فاز مارتزیت حاصل از تغییر فرم پلاستیک با یکی از سه روش زیر امکان پذیر است:

۱- آنالیز مغناطیسی

۲- تفرق اشعه X (XRD)

۳- میکروسکوپ نوری (OM)

در اینجا تنها از دو روش اخیر استفاده شده است.

## ۲- کاربرد XRD در شناسایی فازهای آلیاژ

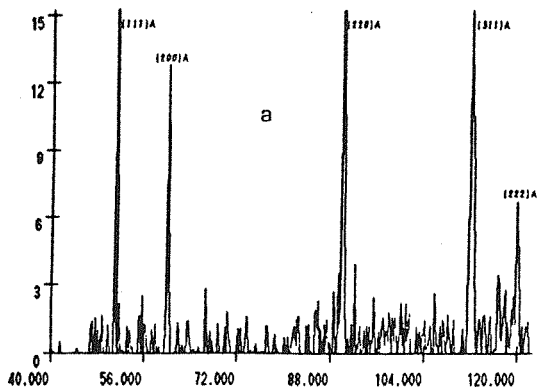
با استفاده از روش دبی شرر (Debye Sherrer) و کاربرد اشعه تک فام فازهای موجود در آلیاژ شناسایی شده و با اندازه گیری کمی آنها، حجم فازها نسبت به یکدیگر مقایسه می شوند. در بررسی کمی فازها میزان تحولات بر اثر تغییر فرم پلاستیک و در دماهای مختلف مشخص می شوند علاوه بر آن ابعاد شبکه

در شکل شماره ۱ دیاگرام تفرق X بدست آمده با استفاده از طول موج کبات ( $\lambda_{Co} = 1,7889 \text{ \AA}$ ) از نمونه‌هایی که در دمای  $196^\circ\text{C}$  تحت آزمایش کشش قرار گرفته‌اند، نشان داده شده است.

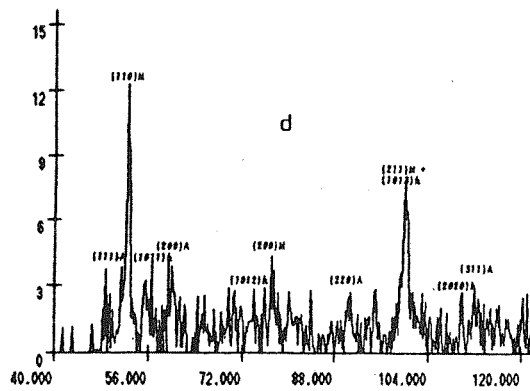
C 0,13 Si 0,14 Mn 0,15 Ni 9,26 Cr 18,36 S 0,22 P 0,25 Co 0,17

$R = 560 \text{ MPa}$   $E = 240 \text{ MPa}$   $A = 51\%$

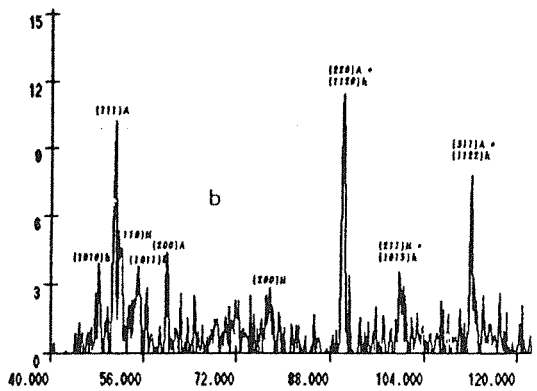
$KCU = 18 \text{ daj/cm}^2$



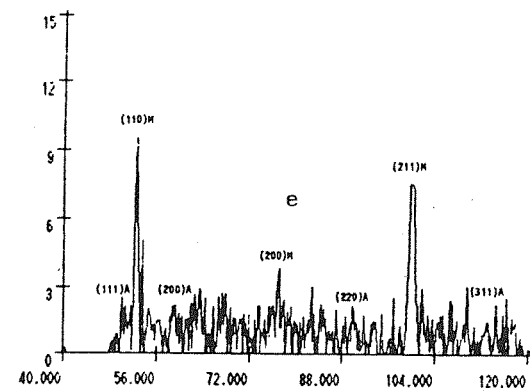
a- درصد تغییر طول ۲/۲۸



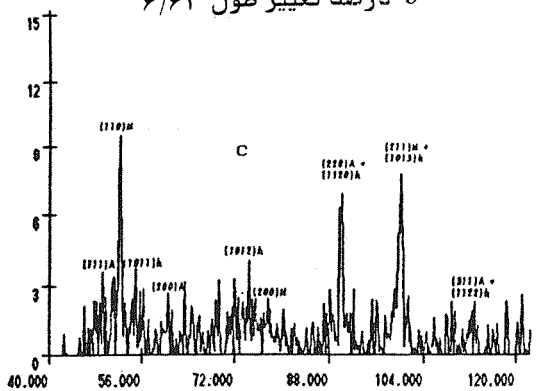
d- درصد تغییر طول ۱۸/۷۳



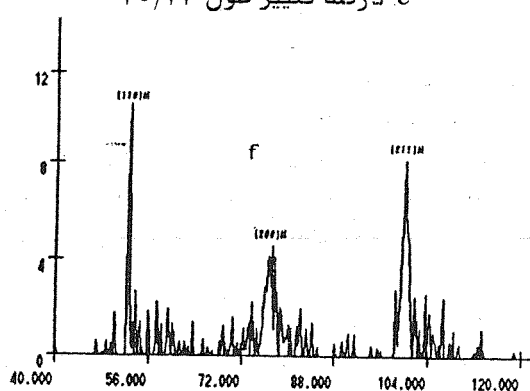
b- درصد تغییر طول ۶/۶۴



e- درصد تغییر طول ۳۰/۲۷



c- درصد تغییر طول ۱۴/۲۶



f- درصد تغییر طول ۳۴/۴۱

شکل ۱. دیاگرام تفرق X قطعاتی که در دمای  $196^\circ\text{C}$  تحت آزمایش کشش قرار گرفته‌اند. (در این دیاگرامها محور قائم شدت پیگما (I) و محور افقی  $\theta$  برانگ است).

دیگرام (a) مربوط به نمونه‌ای است که تغییر فرم آن تنها ۲/۲۸ درصد بوده که در آن، پیکهای مربوط به فاز "γ" موجودند به نظر می‌رسد، پیکهای مربوط به مقدار جزئی فاز ε و α' توسط طیف پیوسته پوشیده شده‌اند.

در تغییر فرم ۶/۶ درصد پیکهایی مربوط به فاز α' ظاهر می‌شوند و برای تغییر فرم بیشتر شدت پیکهای فاز "γ" کاهش و فاز "α'" افزایش می‌یابند. در موقع شکست (تغییر فرم ۳۴/۴۱ درصد) پیکهای فاز "γ" وجود ندارند. نتیجه اینکه در آزمایش کشش و در دمای ۱۹۶°C - فاز "γ" کاملاً به فاز "α'" تبدیل می‌شود. به دلیل وجود بافت کریستالی در این دیگرامها شدت پیکهای (۲۲۰) فاز "γ" و (۱۱۰) فاز "α'" بیشتر است.

۳- اندازه‌گیری فازهای حاصل از تغییر فرم پلاستیک در بررسی کمی فازهای γ و ε و α' از پیکهای زیر استفاده شده است:

$$\begin{aligned} & \alpha' (111) \gamma (200) \gamma (220) \gamma (311) \gamma (110) \alpha' \\ & \varepsilon (10\bar{1}2) \varepsilon (11\bar{2}0) \varepsilon (10\bar{1}1) \alpha' (211) \alpha' (200) \alpha' \end{aligned}$$

سطح زیر هر یک از پیکها با شمارش فونهای اشعه X و کم کردن شماره فونهای طیف پیوسته بدست آمده و سپس با استفاده از یک برنامه کامپیوتری که اساس آن رابطه بین شدت پیکها I و درصد حجمی فازهای موجود است درصد حجمی فازها بدست آمده‌اند.

$$I = KRV \quad (1)$$

K ثابتی است که به دستگاه بستگی دارد

V کسر حجمی فاز مورد آزمایش  
R به ساختار فاز و سطوح کریستالی hkl آن بستگی دارد و به صورت زیر بیان می‌شود:

$$R = |F|^2 \cdot M \cdot PL \cdot T_F (1/\nu^2) (1/\mu) \quad (2)$$

در رابطه (۲)

F فاکتور ساختمانی برای سطوح کریستالی hkl  
PL فاکتور لورنتز LORENTZ

$$PL = \frac{1 + \cos^2 2\alpha \times \cos^2 2\theta}{\sin\theta \times \sin 2\theta}$$

جدول ۱

α زاویه براگ کریستال تک فام‌کننده اشعه می‌باشد که در این از گرافیت استفاده شده ۱۵/۴۷ α برای سطح کریستالی

$$(002), (6\sqrt{18}d)$$

θ زاویه براگ مربوط به سطوح کریستالی فلز مورد آزمایش  
M فاکتور مربوط به تعدد صفحات کریستالی  
T<sub>F</sub> فاکتور درجه حرارت (یا فاکتور دبی Debye)

$$T_F = e^{-(\sin\theta/\lambda)^2 (0.29 - 10^{-3} T)}$$

λ طول موج اشعه تفرق یافته ۱/۷۸۸۹ Å

T درجه حرارت آزمایش (درجه سانتی‌گراد)

v حجم سلول واحد فازهای مورد آزمایش

μ ضریب جذب اشعه فازهای مورد آزمایش

فاکتور R برای فازهای موجود در آلیاژ مورد بررسی بشرح زیر محاسبه شده است: جدول ۱

R = ۰,۱۹۹ برای سطوح (۱۱۲۰) فاز "ε" [سطوح (۱۱۲۰) ε و (۲۲۰) γ بر هم منطبق شده‌اند]  
جهت کاهش خطای حاصل از بافت کریستالی بیشترین پیکهای مربوط به یک فاز با فازهای دیگر مقایسه شده‌اند.

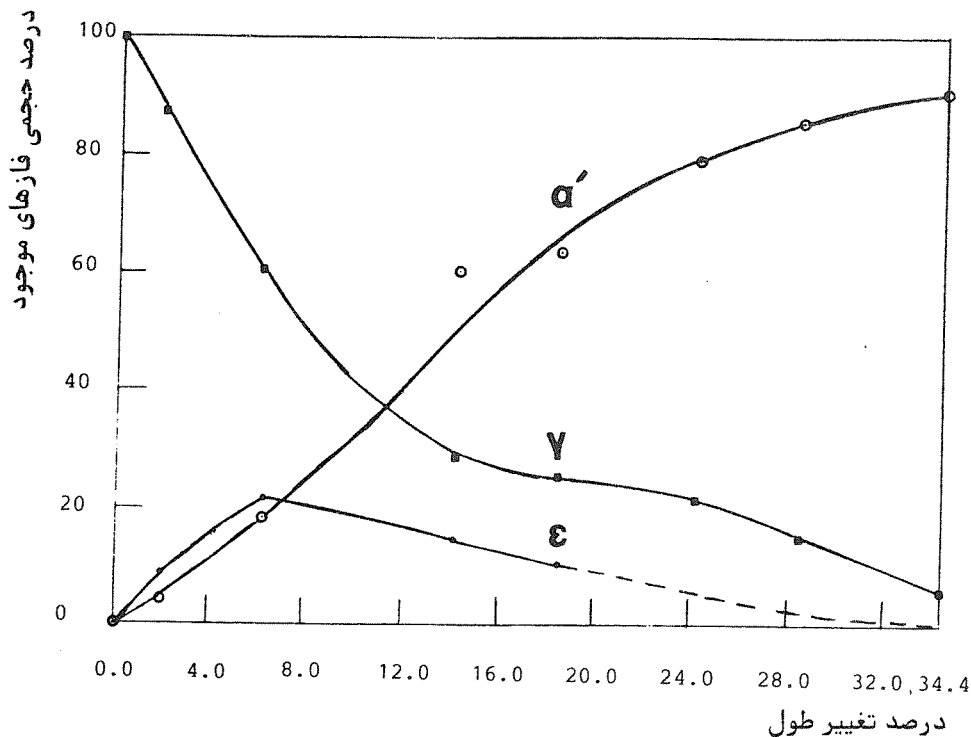
۴- نتایج آنالیز کمی فازهای "γ"، "α'" و "ε".

شکل ۲ تغییرات درصد حجمی فازهای "γ" و "α'" و "ε" را برحسب درصد تغییر طول در آزمایش کشش نشان می‌دهد. اثر کار سرد بر فاز "γ" سبب ناپایداری آن و تبدیل به فازهای "α'" و "ε" شده است. همین آلیاژ در آزمایش کشش و در دمای محیط هیچگونه تغییر فازی را نشان نمی‌دهد. نتیجه اینکه نقطه M<sub>d</sub> این آلیاژ در آزمایش کشش کمتر از دمای محیط است. در شکل شماره ۳ نتایج بدست آمده پس از آزمایش خستگی با تغییر فرم ۱ ± % و در درجه حرارت ۱۹۶°C - نشان داده شده است. نمونه‌های مربوط به سیکلهای ۱، ۳، ۱۰، ۳۰، ۱۱۰ و ۳۶۰ پس از آزمایش خستگی به طور عمود بر محور نمونه بریده شده‌اند و سپس درصد فازهای γ و α' و ε در سطح برش اندازه‌گیری گردیده‌اند. دیگرامهای طیف اشعه X مربوط به این نمونه‌ها در شکل ۴ آمده است. فاز ε فقط تا سیکل شماره ۳۰ قابل اندازه‌گیری بوده و در سیکلهای بالاتر آثاری از این فاز

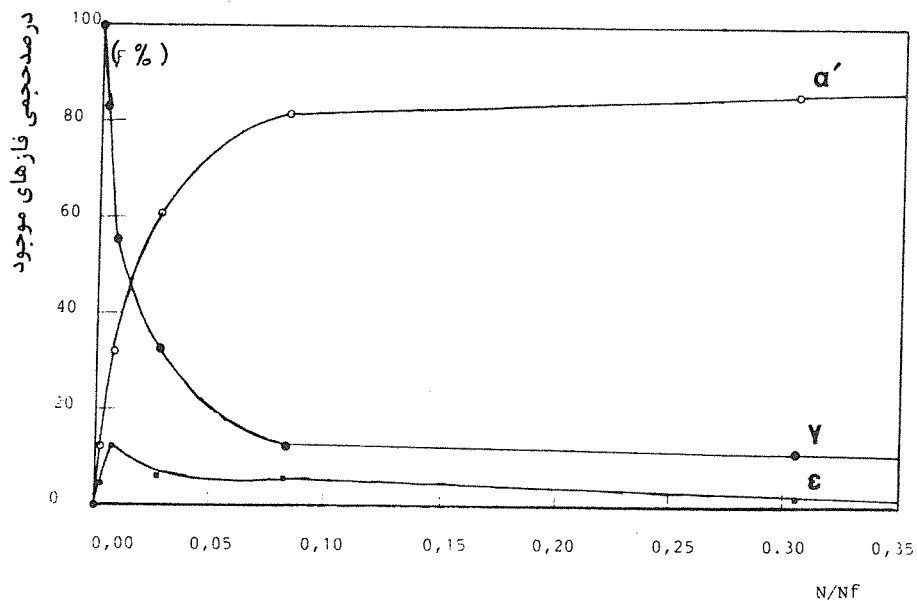
(1012)ε	(1011)ε	(1010)ε	(211)α'	(200)α'	(110)α'	(311)γ	(220)γ	(200)γ	(111)γ	khl
۷۵	۵۵	۴۸	۹۹/۵	۷۷/۱	۵۲/۳	۱۱۱/۶	۸۹/۷	۵۹/۸	۵۱/۲	۲θ
۲/۶	۴/۴۶۸	۴/۴۷۲	۲۳/۱۴	۹/۴۶	۵۸/۳۳	۲۲/۸۷	۱۴/۰۹	۲۰/۵۷	۳۳/۵۵	R

سپس با افزایش تعداد سیکلها و درصد تغییر فرم مقدار آن به صفر می‌رسد.

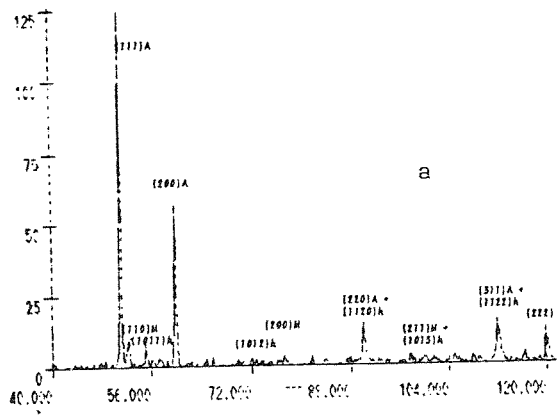
مشاهده نشده است. تغییرات منحنیهای شکل ۳ یاد آور تغییرات مشاهده شده در شکل ۲ است که نشان می‌دهد فاز "ε" یک فاز واسطه بین "γ" و "α'" است. درصد آن ابتدا زیاد، و



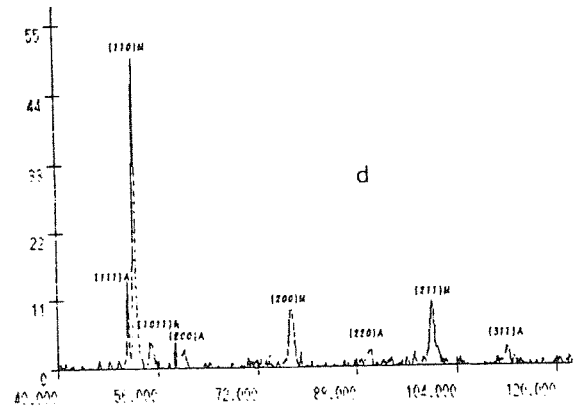
شکل ۲. تغییرات درصد حجمی فازهای α', γ و ε بر حسب درصد تغییر طول در آزمایش گشش در دمای ۱۹۶°C.



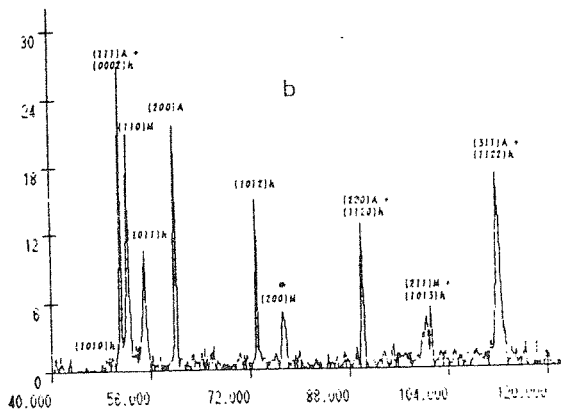
شکل ۳. تغییرات درصد حجمی فازهای α', γ و ε بر حسب درصد تخریب (N/Nf) برای یک تغییر فرم ۱% در آزمایش خستگی و دمای ۱۹۶°C.



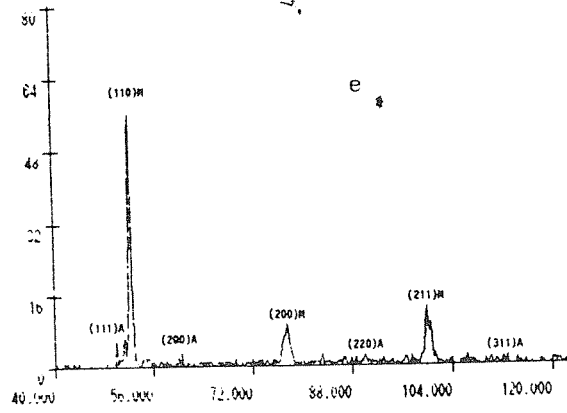
$N = 1$



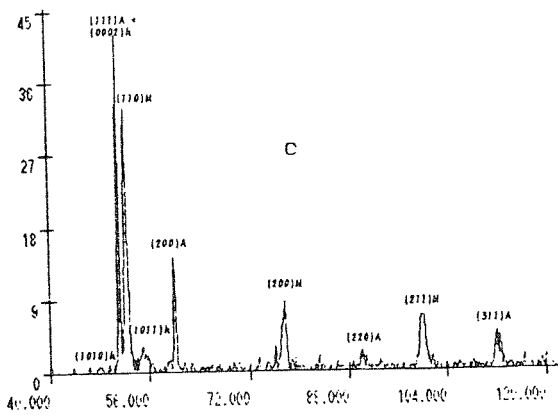
$N = 30$



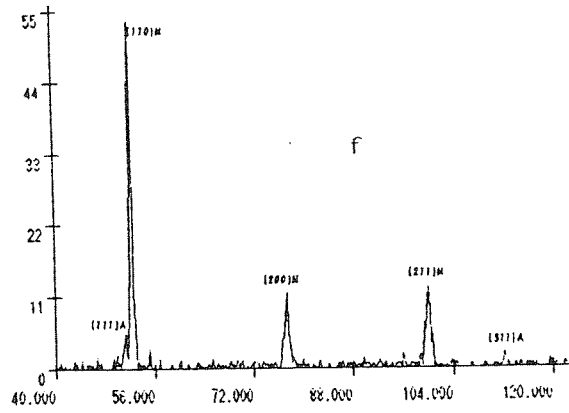
$N = 3$



$N = 110$



$N = 10$



$N = 360$

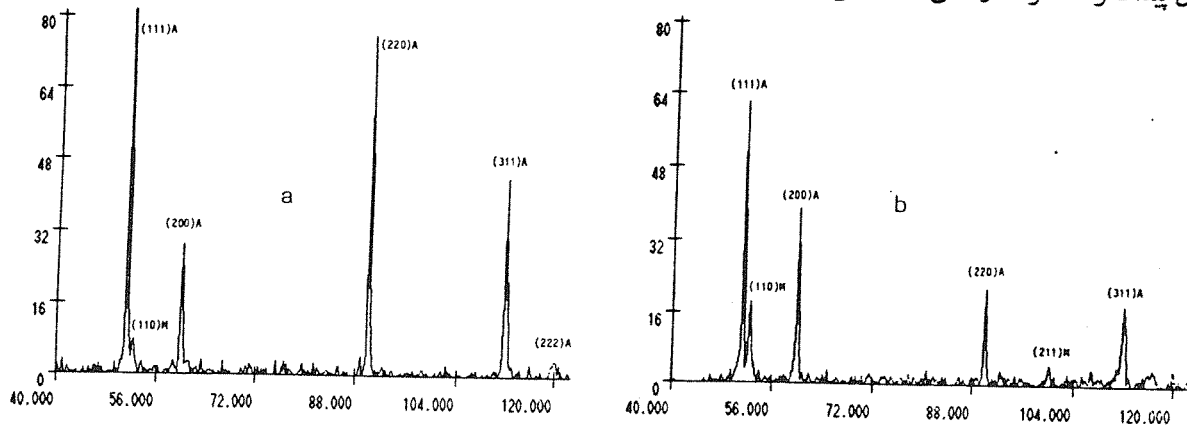
شکل ۴. دیاگرام تفرق X پس از آزمایش خستگی در دمای  $196^{\circ}\text{C}$  - و تغییر فرم  $\pm 1\%$

### ۵- بررسی فازها با استفاده از میکروسکوپ نوری

بررسی مقاطع نمونه هایی که تحت آزمایش کشش و خستگی قرار گرفته اند با استفاده از میکروسکوپ نوری تغییراتی را نشان می دهد. این تغییرات از یک طرف تغییر فرم پلاستیک و از طرف دیگر تغییر حالت مارتنزیتی حاصل از تغییر فرم پلاستیک می باشند. حالت متالوگرافی فولاد پس از عملیات آنیل در  $1050^{\circ}\text{C}$  شاهد خصوصیات فاز " $\gamma$ " بدون هر گونه تغییر فرم است. وقتی فولاد تحت آزمایش کشش در دمای محیط قرار گیرد فاز " $\gamma$ " تحول پیدا نمی کند و حتی نمونه هایی که تا شکست تغییر فرم یافته اند، کاملاً آستنیتی باقی می ماند. تشکیل فاز " $\alpha'$ " در این آلیاژ به نوع تنشهای اعمال شده و درجه حرارت آزمایش بستگی دارد به همین دلیل در آزمایش کشش در دمای محیط حتی با بالاترین درصد تغییر طول، فاز " $\gamma$ " تحول پیدا نخواهد کرد، در حالی که قطعاتی که در دمای محیط

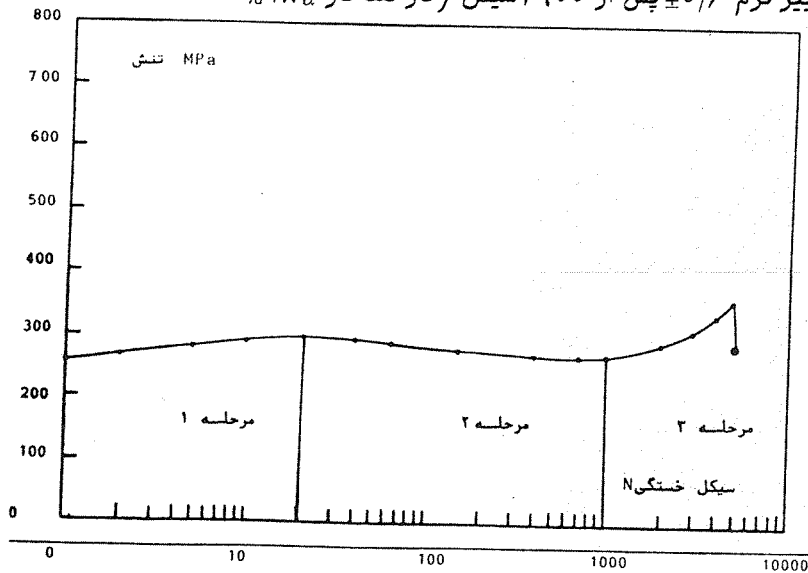
تحت آزمایش خستگی قرار گرفته اند به فاز " $\epsilon$ " و " $\alpha$ " تغییر پیدا کرده اند.

شکل ۵ طیف اشعه X پس از آزمایش خستگی با تغییر فرم  $\pm 0.6\%$  و در دمای محیط پس از ۱۰۰۰ و ۴۹۰۰ سیکل است. مقادیر فاز " $\alpha$ " اندازه گیری شده پس از ۱۰۰۰ و ۴۹۰۰ سیکل خستگی به ترتیب  $6.24\%$  و  $18\%$  است. ناپایداری فاز " $\gamma$ " و تغییر آن با مشاهدات میکروسکوپی در شکل های ۷ و ۸ و ۹ نشان داده شده است. در این تصاویر فاز مارتنزیت روی باندهای راست و موازی با سطوح کریستالی (۱۱۱) فاز " $\gamma$ " قرار دارد. تغییر فرم پلاستیک فاز " $\gamma$ " با فعال شدن سیستم های لغزش از نوع  $\langle 110 \rangle$  (۱۱۱) همراه می باشد. در آزمایش خستگی (Low cycle fatigue) منحنی تنش ماکزیمم سیکل بر حسب تعداد سیکل سه مرحله مجزا را نشان می دهد (شکل ۶).



شکل ۵. دیاگرام تفرق X پس از آزمایش خستگی در دمای  $20^{\circ}\text{C}$

- ۱- در صد تغییر فرم  $\pm 0.6\%$  پس از ۱۰۰۰ سیکل (در صد فاز " $\alpha'$ "  $2.4\%$ )
- ۲- در صد تغییر فرم  $\pm 0.6\%$  پس از ۴۹۰۰ سیکل (در صد فاز " $\alpha'$ "  $18\%$ )

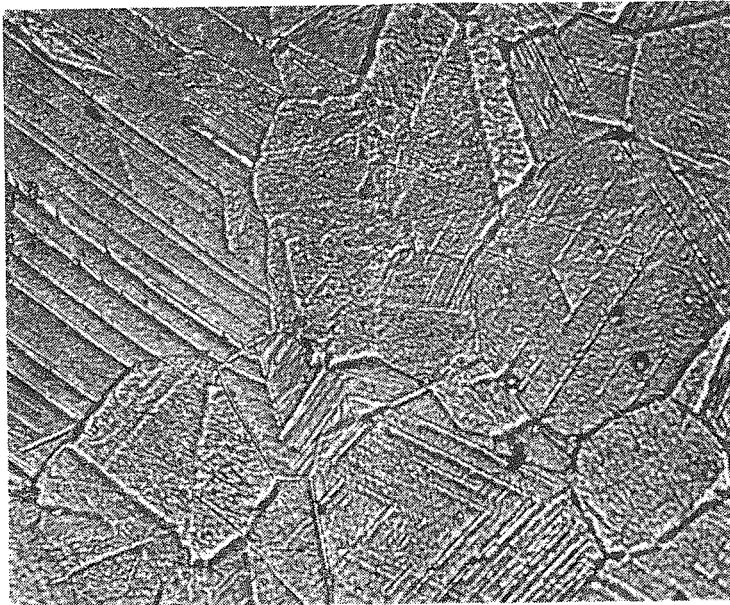


شکل ۶. تغییرات تنش در آزمایش خستگی و تغییر فرم  $\pm 0.6\%$  در دمای  $20^{\circ}\text{C}$

فاز " $\alpha'$ " در این مرحله تشکیل می‌شود (شکل ۸ تصویر میکروسکوپی پس از شکست نمونه در اثر خستگی در پایان مرحله سوم است). بنابراین درصد فاز " $\alpha'$ " تشکیل شده در دمای محیط با تعداد سیکل و درصد تغییر فرم نسبت مستقیم و با درجه حرارت آزمایش نسبت معکوس دارد.

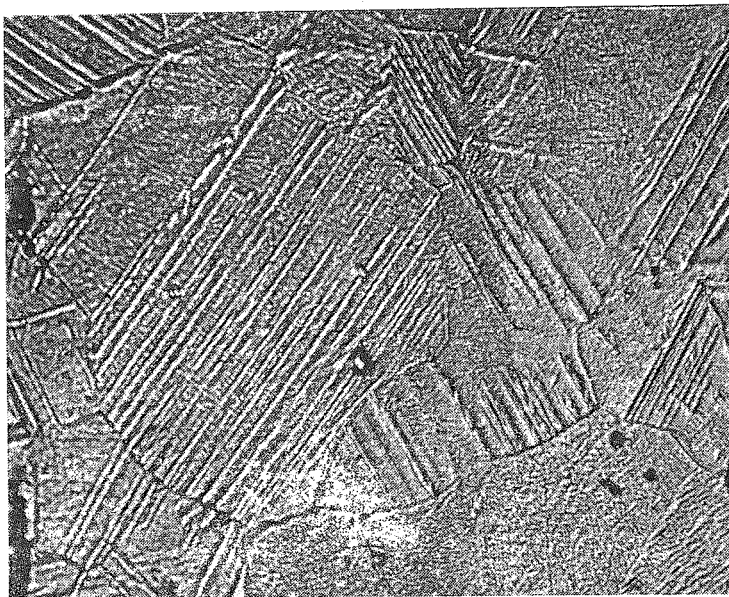
$$\% \alpha' = f(N, \Delta \epsilon, T)$$

مرحله اول سخت شدن آلیاژ به طور متوسط، در این مرحله تحول فاز  $\gamma$  مشاهده نشده است. مرحله دوم نرم شدن جزئی، طول این مرحله با تغییر فرم  $\pm 0.6\%$  حدود ۱۰۰۰ سیکل است. در این مرحله فاز " $\gamma$ " به مقدار جزئی تغییر یافته است. (حدود ۶٪ از فاز " $\gamma$ " به فاز " $\alpha'$ " تبدیل شده است) شکل ۷ تصویر میکروسکوپی مربوط به این مرحله است. مرحله سوم سخت شدن چشم‌گیر که تا شکست ادامه دارد، بیشترین درصد



X ۸۰۰

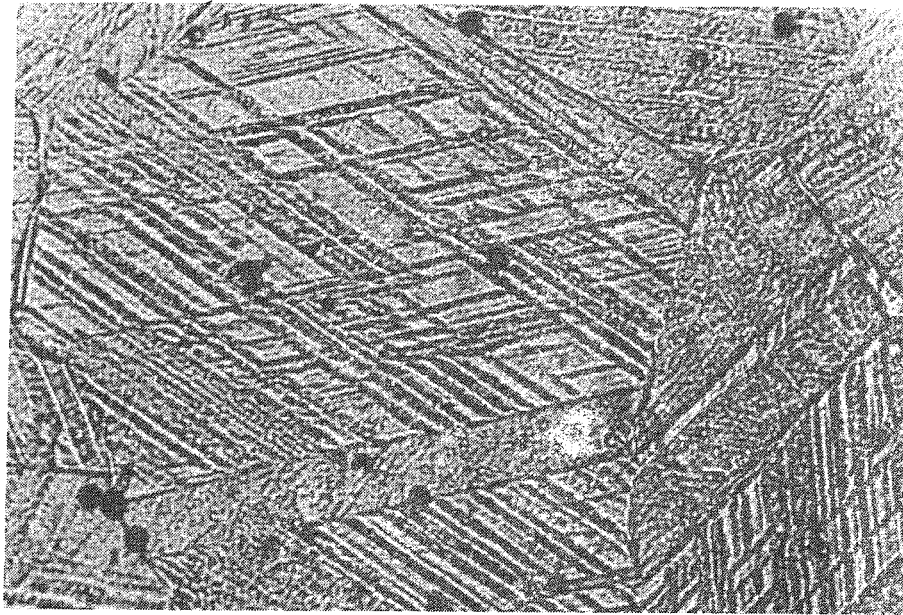
شکل ۷. مقطع نمونه آزمایش خستگی (  $\pm 0.6\%$  تغییر فرم) در دمای محیط پس از ۱۰۰۰ سیکل ( $V_{\alpha'} = 6.14\%$ )



X ۸۰۰

شکل ۸. مقطع نمونه آزمایش خستگی (  $\pm 0.6\%$  تغییر فرم) در دمای محیط پس از ۴۹۰۰ سیکل ( $V_{\alpha'} = 18\%$ )





X800

شکل ۹. مقطع نمونه آزمایش خستگی (  $\pm 1\%$  تغییر فرم ) در دمای  $196^\circ\text{C}$  - پس از سیکل سوم  $V_\gamma = 55/15$   $V_{\alpha'} = 32/24$   $V_\varepsilon = 12/61$

### بحث و نتیجه گیری:

مابع فاز " $\alpha'$ " و " $\varepsilon$ " در اولین سیکل خستگی و با کمترین درصد تغییر فرم اعمال شده ظاهر می شوند و در لحظه شکست در مقطع شکسته شده، فاز " $\gamma$ " به طور کامل به فاز " $\alpha'$ " تحول یافته است.

(۳) به نظر می رسد ناپایدار شدن فاز  $\gamma$  در اثر تنشهای مکانیکی و تغییر آن به فاز " $\alpha'$ " با همان مکانیزمی صورت می گیرد که در اثر تنشهای تک محوری انجام می شود. تغییر فرم پلاستیک با تولید عیوب انباشتگی در سطوح کریستالی فاز " $\gamma$ " همراه است و بهم پیوستن این عیوب انباشتگی در سطوح مجاور، سبب تولید جوانه فاز " $\varepsilon$ " خواهد شد. فاز مارتنزیت " $\alpha'$ " بر روی باندهای فاز " $\varepsilon$ " و بخصوص در محل تقاطع باندهای این فاز توسعه پیدامی کند.

(۴) نتایج آزمایشات مکانیکی نشان می دهد تشکیل فازهای " $\varepsilon$ " و " $\alpha'$ " اثرات فوق العاده ای بر مقاومت مکانیکی، مقاومت به توسعه ترک و طول عمر آلیاژ دارد که مورد بحث این مقاله نمی باشد.

در بررسی آلیاژ آستنیتی تغییر فرم یافته، با استفاده از تفرق X و میکروسکوپ نوری نتایج زیر حاصل شده است:

(۱) پس از آزمایش کشش در دمای محیط، آلیاژ کاملاً آستنیتی باقی می ماند. در حالی که آزمایش کشش در ازت مایع منجر به تحول تدریجی فاز " $\gamma$ " شده و در لحظه شکست این تحول تقریباً کامل می گردد.

(۲) در آزمایش خستگی (Low cycle fatigue) فازهای " $\varepsilon$ " و " $\alpha'$ " حتی در دمای محیط تشکیل می شوند. درصد تغییر فاز " $\gamma$ " به پارامترهای زیر بستگی دارد:

الف - درجه حرارت انجام آزمایش مکانیکی

ب - تعداد سیکل خستگی

ج - درصد تغییر فرم پلاستیک اعمال شده ( $\Delta\varepsilon_f/2$ )

تحول فاز  $\gamma$  در دمای محیط به آهستگی انجام می شود و کندی این تحول به درصد تغییر فرم اعمال شده کمتر وابسته است. در این صورت تعداد سیکل خستگی جهت شروع تحول فاز " $\gamma$ " بیشتر خواهد بود. در حالی که در دمای ازت

منابع:

1. P.L. MANGONON and G. THOMAS Met-Trans. 1(1970), pp 1577-1586.

2. J. L. STRUDEL J, *Micros. spectrosc - electron.*  
3(1987), pp, 337-356.
3. H. FUJITA and S. UEDA *Acta. Met* 20(1972), pp  
759-767.
4. F. LECROISEY and A. PINEAV *MET. TRANS.*  
3(1972), pp 387-396.
5. R. LAGNEBORY *ACTa. Met* 12 (1964), pp 823- 843.
6. P.M REILX *ACTa. Met* 12 (1965), pp 635-643.
7. J.A. VENABLES *phil-may* 7 (1962), pp 35-44.
8. G. STONE et Thomas *Met-trans-* 5(1974), pp 2095-  
2102.8)

