



دانشگاه صنعتی امیرکبیر
(پلی تکنیک تهران)

دوره ۴۸، شماره ۲، تابستان ۱۳۹۵، صفحه ۱۴۷ تا ۱۵۶

Vol. 48, No. 2, Summer 2016, pp. 147-156



نشریه علمی پژوهشی امیرکبیر - مهندسی مکانیک

AmirKabir Journal of Science & Research
Mechanical Engineering
ASJR-ME

تحلیل عددی - تجربی خصوصیات ماده A356 در بارگذاری خستگی کم چرخه

علی پور کمالی انارکی^{۱*}، ابراهیم الوندی^۲

۱- استادیار، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی

۲- کارشناسی ارشد، رشته مهندسی مکانیک، دانشگاه تربیت دبیر شهید رجایی

(دریافت: ۱۳۹۲/۶/۱۷ پذیرش: ۱۳۹۴/۹/۲۴)

چکیده

این مقاله با شبیه‌سازی خستگی کم‌چرخه، به دنبال ارزیابی پارامترهای خستگی خواهد بود که برای برآورد عمر خستگی تحت بارگذاری تک‌محوره مناسب است. پاسخ تنش کرنش الاستیک و پلاستیک سیکلی با استفاده از روش‌های پلاستیسیته تجزیه و تحلیل شده است. شبیه‌سازی المان محدود رفتار غیر الاستیک ماده با استفاده از بسته المان محدود آباکوس انجام یافته است. با استفاده از این نرم افزار المان محدود، رفتار سیکلی آلیاژ A356 آلومینیوم کالیبره شده است. برای تأیید تجربی، یک سری از آزمایش‌های خستگی کم‌چرخه تحت فشار کنترل شده و سیکل‌های کاملاً معکوس شونده با استفاده از دستگاه MTS 810 سروو-هیدرولیک و با کنترلر MTS Flex Test GT در ۱۲۰ و ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد انجام شده است. مقایسه بین شبیه‌سازی عددی و مشاهده‌های تجربی نشان‌دهنده تطابق قابل قبول است. بر اساس پاسخ سیکلی الاستیک - پلاستیک تنش-کرنش، آزمایش و شبیه‌سازی محاسبه شده برای دامنه کرنش‌های مختلف، به‌عنوان پارامتر آسیب خستگی شناخته شده است. بررسی ساختار سطح نمونه‌ها و تصاویر ساختار دندریتی آنها، نشانگر وجود بازوهای دندریت ثانویه در حدود ۲۵ میکرومتر است. نتایج حاصل از آزمایش‌های هم‌دما در دماهای ۱۲۰ و ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد در سیکل ثابت شده مشاهده می‌شود که آلیاژ در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد رفتار سخت‌شوندگی سیکلی از خود نشان می‌دهد و در دمای ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد رفتار آن نرم‌شوندگی سیکلی است.

کلمات کلیدی:

خستگی کم‌چرخه، آلیاژ A356 آلومینیوم، تجزیه، تحلیل المان محدود

۱- مقدمه

پژوهش از رابطه مدول پلاستیک با قانون سخت‌شوندگی زیگلر^۳ و قانون سخت‌شوندگی ایزوتروپیک^۴ نمای استفاده شده است [۱۲]. تابع تسلیم استفاده شده در این مدل تابع تسلیم ون‌میسز با سخت‌شوندگی سینماتیک است که به صورت زیر ارائه شده است [۱۳]:

$$f = \frac{3}{2} (S_{ij} - \alpha_{ij})(S_{ij} - \alpha_{ij}) - \sigma_{yc}^2 = 0 \quad (1)$$

که در آن S_{ij} تانسور تنش انحرافی است:

$$S_{ij} = \sigma_{ij} - \sigma_m \delta_{ij} \quad (2)$$

α_{ij} تانسور سابقه تنش^۴ و σ_m تنش متوسط است. σ_{yc} نیز تنش تسلیم کنونی است.

مدل سخت شدن سینماتیک مفروض در ارتباط با جریان‌های پلاستیک است:

$$\dot{\varepsilon}^{pl} = \dot{\varepsilon}^{pl} \frac{\partial F}{\partial \sigma} \quad (3)$$

$\dot{\varepsilon}^{pl}$ نرخ جریان پلاستیک و $\dot{\varepsilon}^{pl}$ نرخ کرنش پلاستیک معادل است. تغییرات کرنش پلاستیک معادل از کار پلاستیک معادل زیر به دست می‌آید:

$$\sigma^0 \dot{\varepsilon}^{pl} = \sigma : \dot{\varepsilon}^{pl} \quad (4)$$

که تنش تسلیم $\dot{\varepsilon}^{pl} = \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}^{pl} : \dot{\varepsilon}^{pl}}$ برای پلاستیسیته ون‌میسز ایزوتروپیک می‌باشد.

مدل سخت‌شوندگی سینماتیک خطی یک مدول ثابت سخت‌شوندگی دارد و مدل سخت‌شوندگی سینماتیک / ایزوتروپیک غیرخطی، هم جزء خطی سخت‌شوندگی سینماتیک و هم جزء سخت‌شوندگی غیر خطی ایزوتروپیک دارد.

قانون تغییر شکل در مدل سخت‌شوندگی سینماتیک خطی شامل جزء سخت‌شوندگی سینماتیک که تبدیل بین سطح تنش در فضای تنش در طول سابقه تنش α را شرح می‌دهد می‌شود. زمانی که وابستگی دمایی در نظر گرفته شود این قانون به قانون زیگلر تبدیل می‌شود.

$$\dot{\alpha} = C \frac{1}{\sigma_0} (\sigma - \alpha) \dot{\varepsilon}^{pl} \quad (5)$$

که $\dot{\varepsilon}^{pl}$ نرخ کرنش معادل پلاستیک و C مدول سخت‌شوندگی سینماتیک است. در این مدل تنش معادل اندازه سطح تسلیم را تعریف می‌کند و $\sigma^0 = (\sigma | 0)$ مانده، $\sigma^0 = (\sigma | 0)$ است که $(\sigma | 0)$ تنش معادلی است که اندازه سطح تسلیم در کرنش معادل صفر را تعیین می‌کند.

قانون تغییرات در این مدل شامل دو جزء است: جزء سینماتیک

استفاده از فلزات سبک در صنعت خودروسازی یکی از راهکارهای کاهش مصرف سوخت و کاهش گازهای گلخانه‌ای است. در سال‌های اخیر آلیاژهای آلومینیوم، به دلیل چگالی پایین و نسبت بالای استحکام به وزن به‌عنوان مواد سازه‌ای مورد توجه بیشتر قرار گرفته‌اند. کاربرد در صنایع خودروسازی یکی از مواردی است که به‌خاطر کاهش وزن و در نتیجه صرفه‌جویی در مصرف سوخت مناسب است. امروزه یکی از آلیاژهای آلومینیوم که در ساخت سرسیلندر مورد استفاده قرار می‌گیرد آلیاژ A356 است. ساختمان میکروسکوپی اولیه این آلیاژ به فاز α آلومینیوم اولیه و ماتریس یوتکتیک آلومینیوم، منیزیم و آهن بستگی دارد [۸-۱]. تسویوشی تاکاهاشی^۱ و همکاران [۹] بر روی آلیاژ آلومینیوم A356 که در موتورهای احتراق داخلی به‌عنوان آلیاژ سرسیلندر مورد استفاده قرار می‌گیرد مطالعاتی انجام دادند. آنها از آزمون ترمومکانیکال (TMF) استفاده کرده و بیشتر بر روی تغییر خصوصیات مواد تمرکز کردند. آنها در این پژوهش تاثیر پیرسختی را بر آلیاژ A356 بعد از عملیات T_6 که اغلب در قسمت‌های مهم موتور استفاده می‌شود، با استفاده از آزمون‌های TMF بررسی کردند. آنها به این نتیجه رسیدند که پیرسختی بعد از عملیات حرارتی T_6 در عمر خستگی تاثیر زیادی دارد. هر چه قدر پیرسختی و دمای آن افزایش یابد، مقاومت خستگی بیشتر می‌شود. همچنین مقاومت خستگی آلومینیوم پیرسخت‌شده، برای قطعات موتور مانند سرسیلندر مناسب‌تر است.

ماتوس^۲ و همکاران [۱۰] خصوصیات خستگی و میکرومکانیزم شکست را در آلیاژ AlSiMg0.6 که در سرسیلندر موتور دیزل استفاده می‌شود را مورد بررسی قرار دادند. در مقاله ایشان مقاومت خستگی و میکرومکانیزم شکست با استفاده از یک نمونه ماشین‌کاری شده به ابعاد $60 \times 14 \times 7$ میلی‌متر از یک نمونه سرسیلندر که از خط تولید برگزیده شده است و تحت بارگذاری خمشی سه‌نقطه‌ای قرار گرفته است، انجام یافته است. سطح شکست نمونه بوسیله SEM تحلیل شده است. مقاومت خستگی میانگین 10^6 سیکل اتفاق افتاد زمانی که تنش 140 مگاپاسکال است. آنها منحنی S-N را برای این نمونه خاص به دست آوردند و متوجه شدند که تخلخل سطح در منطقه‌ای که تنش کششی بیشینه است مهمترین عامل برای ایجاد ترک خستگی است. از سوی دیگر، سوراخ‌های ریز بزرگتری از سطح شکست در مناطقی دور از بیشینه تنش کششی مشاهده شد اما آنها باعث شروع ترک خستگی نشدند. جینگهونگ فن و همکاران در پژوهشی تاثیر حفره‌های ریز و ذرات سیلیکون را در رشد ترک بررسی کردند [۱۱].

۲- فرمول‌بندی ریاضی

چندین مدل در آباکوس برای شبیه‌سازی پلاستیسیته و سخت‌شوندگی (هم سینماتیک و هم ایزوتروپیک) وجود دارد. در این

3 Zeigler

4 Back Stress tensor

1 Tsuyoshi Takahashi

2 Mattos, J.J.I

$$\dot{R}(\varepsilon^{pl}) = b(Q - R)\dot{\varepsilon}^{pl} \quad (11)$$

که در آن b و Q پارامترهای سخت‌شوندگی ایزوتروپیک می‌باشند که از نتایج آزمون LCF به دست می‌آیند. با استفاده از شرایط اولیه $R(\varepsilon^{pl})=0$ و با انتگرال‌گیری از رابطه فوق داریم [۱۶]:

$$R = Q(1 - e^{-b.\varepsilon^{pl}}) \quad (12)$$

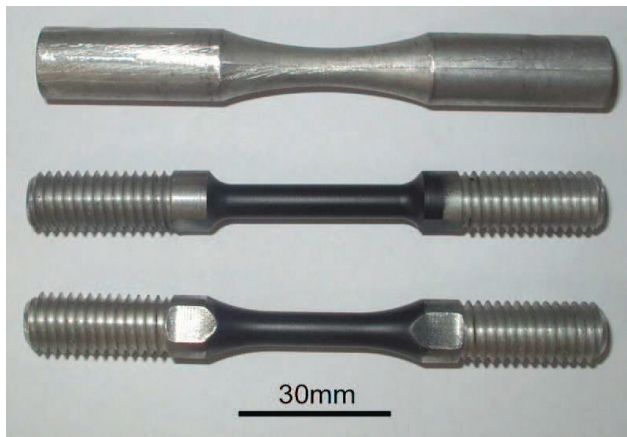
و در نهایت تانسور الاستیک - پلاستیک به صورت زیر ارائه می‌شود [۱۶]:

$$D_{ijkl} = E_{ijkl} - \frac{1}{H} E_{ijmn} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{mn}} E_{klpq} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{pq}} \quad (13)$$

که E^{ijkl} تانسور الاستیک مرتبه چهارم است. این مدل ماده برای پلاستیسیته سیکلی در آبکوس موجود می‌باشد و برای شبیه‌سازی نتایج تنش- کرنش تحت بارگذاری سیکلی با کنترل کرنش، مورد استفاده است.

۳- ساخت نمونه

نمونه‌ها با استفاده از روش ریخته‌گری ساخته شدند. در روش ریخته‌گری بر اساس استاندارد (2008) ASTM B108-08 نمونه‌های استوانه‌ای شکلی با قطر ۱۲/۵ میلی‌متر ساخته شدند. نمونه‌ها برای آزمون LCF بعد از ماشین‌کاری سنگ‌زنی شده و سپس پولیش شدند و به وسیله یک لایه به ضخامت ۱۰ میکرومتر اکسید کروم پوشیده شدند تا خاصیت آینه‌ای پیدا کنند که خواندن دمای نمونه‌ها در حین آزمون برای پایرومتر^۷ آسان باشد. نمونه‌های ماشین‌کاری شده و پولیش‌شده و رنگ‌شده در شکل ۱ نمایش داده شده است.



شکل ۱: نمونه‌های ماشین‌کاری شده، پولیش‌شده و رنگ‌شده

۴- مواد و شرایط آزمایش

در این پژوهش به مطالعه رفتار آلیاژ آلومینیوم - سیلیکا (A356) که

سخت‌شوندگی به صورت ترکیب عبارت سینماتیک خالص تعریف شده است (قانون سخت‌شوندگی خطی زیگلر) و جزء ریلکسیشن^۵ که غیر خطی بودن را تعریف می‌کند [۱۴]. علاوه بر این، چندین جزء سخت شدن سینماتیک (سابقه‌های تنش) می‌تواند در نظر گرفته شوند، که ممکن است در برخی موارد به طور قابل توجهی نتایج را بهبود دهند. زمانی که دما و دیگر میدان‌های وابسته در نظر گرفته شوند، قانون سخت‌شوندگی برای هر سابقه تنش به صورت زیر است [۱۴]:

$$\dot{\alpha}_k = C_k \frac{1}{\sigma_0} (\sigma - \alpha) \dot{\varepsilon}^{pl} - \gamma_k \alpha_k \dot{\varepsilon}^{pl} \quad (6)$$

و سابقه تنش کلی از رابطه زیر محاسبه می‌شود:

$$\alpha = \sum_{k=0}^N \alpha_k \quad (7)$$

N تعداد سابقه تنش و C_k و γ_k پارامترهای مواد هستند که از آزمون سیکلی به دست می‌آیند و C_k مدول سخت‌شوندگی سینماتیک اولیه و γ_k نرخ کاهش سخت‌شوندگی سینماتیک با افزایش تغییر شکل پلاستیک است [۱۵].

قانون سخت‌شوندگی سینماتیک می‌تواند به یک قسمت انحرافی و یک قسمت هیدرواستاتیک تقسیم شود. فقط قسمت انحرافی بر روی رفتار ماده تاثیر دارد. زمانی که C_k و γ_k صفر هستند، مدل به سمت مدل سخت‌شوندگی ایزوتروپیک کاهش می‌یابد. زمانی که همه γ_k برابر صفر باشند قانون سخت‌شوندگی زیگلر به دست می‌آید [۱۴]. اگر تنها یک سابقه تنش موجود باشد، رابطه به صورت زیر ساده می‌شود:

$$\dot{\alpha} = C \frac{1}{\sigma_0} (\sigma - \alpha) \dot{\varepsilon}^{pl} - \gamma \alpha \dot{\varepsilon}^{pl} \quad (8)$$

که C و γ از داده‌های حلقه تنش - کرنش تجربی به دست می‌آیند. نوع دیگری از سخت‌شوندگی ایزوتروپیک، احتساب گسترش سطح تسلیم

$$\dot{\bar{\alpha}} = C \frac{1}{\sigma_0} (\bar{S} - \bar{\alpha}) \dot{\varepsilon}_{eq}^p - \gamma \bar{\alpha} \dot{\varepsilon}_{eq}^p \quad (9)$$

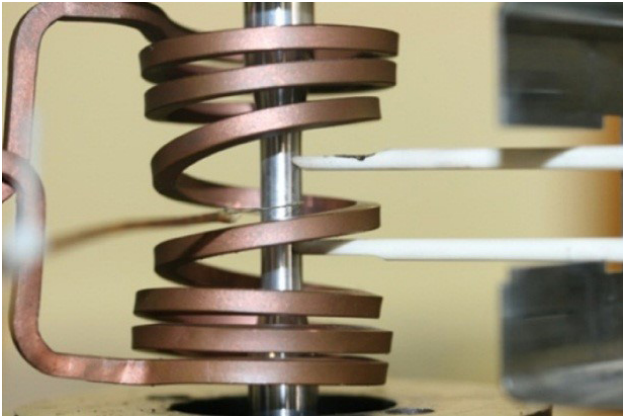
بدون تبدیل آن است. که فرمول‌بندی ریاضی آن به صورت زیر است [۱۶]: که در آن

$$\dot{\varepsilon}_{eq}^p = |\dot{\varepsilon}_{kl}^p| = \left[\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_{ij}^p \dot{\varepsilon}_{ij}^p \right]^{\frac{1}{2}} = \lambda \left[\frac{2}{3} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (10)$$

برای سخت‌شوندگی ایزوتروپیک، چابوچه^۶ رابطه زیر را ارائه داد [۱۷]:

5 Recall term
6 Chaboche

7 Pyrometer



شکل ۲: جزئیات نمونه آزمایش متصل به دستگاه MST 810 به همراه کوره القایی و اکستنسومتر

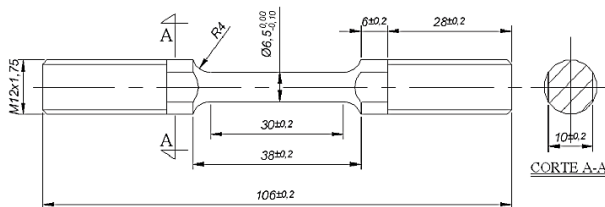
در سرسیلندر مورد استفاده قرار می‌گیرد پرداخته‌ایم. ترکیب شیمیایی این آلیاژ در جدول ۱ ارائه شده است [۱۸]:

جدول ۱: ترکیب شیمیایی اسمی آلیاژ A356 [۱۸]

عنصر	درصد
Mn	۰/۴ - ۰/۱۰
Si	۶/۵ - ۸/۵
Mg	۰/۲۵ - ۰/۴۵
Fe	۰/۱ - ۰/۷
Cu	۰/۱ - ۳/۰
Zn	۰/۱۰ - ۰/۸
Ti	max ۰/۱۰
Al	۸۶/۰ - ۹۲/۰

۶- آزمون کشش

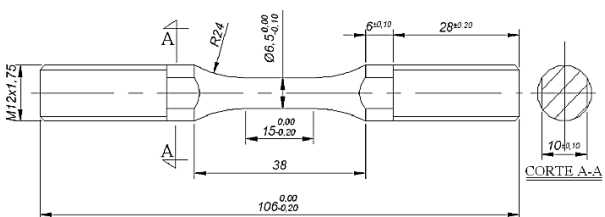
برای به دست آوردن پارامترهای مهمی مانند تنش تسلیم و مدول الاستیک، آزمون کشش در دمای اتاق و ۱۲۰ و ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد براساس استاندارد ASTM E21 و ASTM E8/E8M-09-09 با کنترل جابجایی و سرعت پیستون 0.003 mm/s با استفاده از برنامه MTS-MPT انجام شد. هندسه نمونه آزمایش کشش در شکل ۳ نمایش داده شده است.



شکل ۳: هندسه نمونه آزمایش کشش (کلیه اندازه‌ها بر حسب mm)

۷- آزمون خستگی هم‌دما^۱

آزمایش‌های خستگی با کنترل کرنش انجام شد. این آزمایش‌ها کاملاً معکوس‌شونده و تحت فرکانس 0.1 Hz انجام شده است. آزمون‌های خستگی هم‌دما تحت دمای بالا بر اساس استاندارد ASTM E 606-04 انجام شده است و هندسه نمونه‌های مورد آزمایش در شکل ۴ نمایش داده شده است.



شکل ۴: هندسه نمونه‌های آزمایش LCF (کلیه اندازه‌ها بر حسب mm)

۵- دستگاه آزمون

در آزمون LCF از دستگاه MTS 810 سروو-هیدرولیک ۲۵۰ KN که به یک میکرو کامپیوتر متصل است استفاده شده است و دمای نمونه و تغییر شکل آن توسط یک پایرومتر و یک اکستنسومتر^۲ کنترل می‌شود. کنترلر دستگاه MTS Flex Test GT می‌باشد. آزمون‌های خستگی با کنترل کرنش با استفاده از اکستنسومتر مدل MTS 632.54F14 که شامل دو میله سرامیکی به ضخامت ۲ میلی‌متر است انجام یافته است. آزمون کشش نیز با استفاده از این اکستنسومتر انجام شده است. در شکل ۲ جزئیات نمونه به همراه کوره القایی و اکستنسومتر نمایش داده شده است.

۱-۵- سیستم گرمایش

سیستم گرمایش در این آزمایش یک کوره القایی INDUC-TOHEAT با توان الکتریکی $7/5$ کیلووات و فرکانس ۲۰۰ کیلوهرتز می‌باشد. کنترلر این دستگاه CNT110 INCON است. القاگر کوره از یک سیم‌پیچ مسی به قطر ۵ میلی‌متر ساخته شده است و طوری طراحی شده است که گرما به‌طور یکسان پخش شود و فضای کافی برای قرار دادن اکستنسومتر وجود داشته باشد.

۲-۵- پایرومتر مادون قرمز

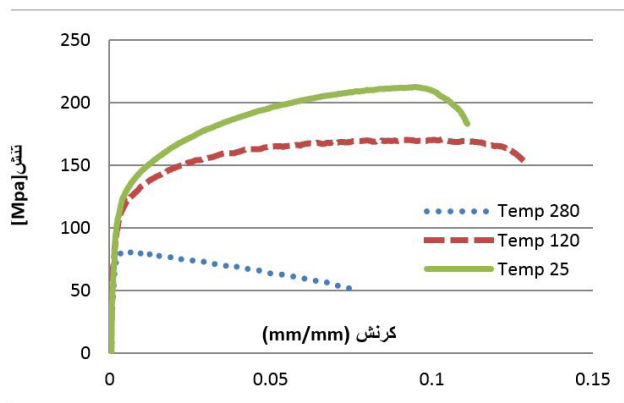
دمای نمونه به وسیله یک پایرومتر مادون قرمز با چشم لیزری (RAYTEK سری Thermalert SX مدل D9ETXSLTCF1L2) اندازه‌گیری شده است. دمای کاری این پایرومتر ۱۸- تا ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد است.

جدول ۲ میانگین تخلخل نسبت به مساحت آلیاژ را نشان می‌دهد. مواد تحت آنالیز میزان تخلخل حداکثر ۵۰ میکرومتر را نشان دادند. به هر حال قطر بعضی از حفره‌ها به ۵۰۰ میکرومتر می‌رسد. آنالیزهای تخلخل به کمک نرم افزار Image Pro Plus و عکس‌های گرفته شده به وسیله میکروسکوپ Olympus انجام شده‌اند. میزان بالایی از تخلخل حاصل از فرآیند ریخته‌گری در نتیجه نبود گاززدایی مشاهده می‌شود.

جدول ۲: تحلیل کمی آنالیز تخلخل ماده

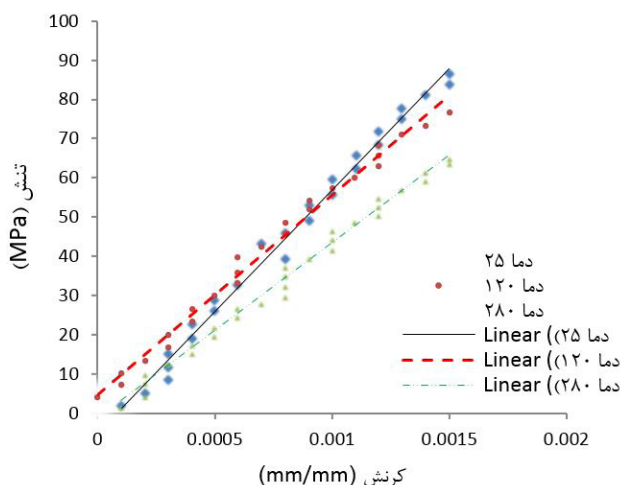
آلیاژ	میانگین تخلخل (درصد سطح)	میانگین تخلخل (درصد سطح)
A356	۹/۴۹	۳/۱۰

با توجه به نتایج آزمون کشش منحنی‌های تنش - کرنش در دماهای ۲۵ و ۱۲۰ و ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد در شکل ۷ نمایش داده شده است.



شکل ۷: نمودار نتایج آزمون کشش در دمای ۲۵ و ۱۲۰ و ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد

برای به دست آوردن مدول الاستیک در نمودار (۲-۵) نتایج آزمون کشش در بازه صفر تا ۰/۰۰۱۶ کرنش رسم شده است. با توجه به این که شیب نمودار تنش-کرنش برابر با مدول الاستیک می‌باشد، معادله بهترین خط درجه اول گذرنده از نقاط آزمایش در نمودار شکل ۸ به دست آمده است که مدول الاستیک را مشخص می‌کند.



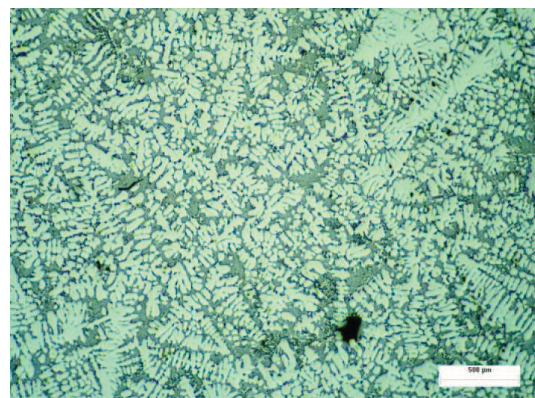
شکل ۸: نمودار تنش - کرنش برای آلیاژ A356 آلومینیوم در بازه کرنش صفر تا ۰/۰۰۱۶

روش به کار گرفته شده برای به دست آوردن این منحنی‌ها اضافه کردن تدریجی کرنش اعمال شده به نمونه تا تولید حلقه هیستریزس پایدار است.

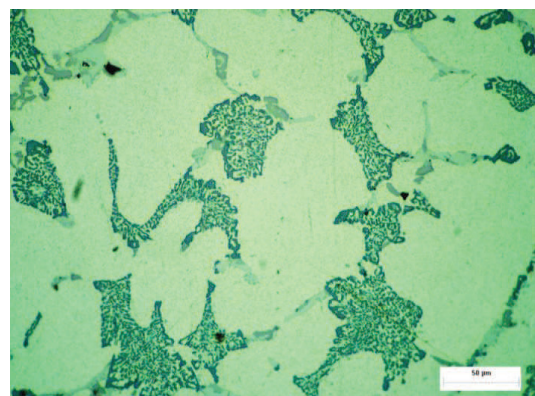
۸- تحلیل ریزساختاری نمونه‌ها

شکل ۵ ریزساختار آلیاژ تحت مطالعه را نشان می‌دهد. ریزساختار این آلیاژ از فاز اولیه α و محلول غنی شده Si و رسوبات Mg_2Si و Al_2Cu و Al_3FeSi و ترکیبات بین فلزی $Al_8Mg_3FeSi_6$ و $Al_3Mg_8Cu_2Si_6$ تشکیل شده است.

تصاویر ریزساختاری نشان‌دهنده ساختار دندرتی مشخص همراه با بازوهای دندرتی ثانویه (SDAS) هستند که به طور تقریبی ۲۵ میکرومتر هستند. به علاوه همراه با میزان بالایی از تخلخل (شکل ۵ و ۶ فلش خط-نقطه) و نیز نشان‌دهنده تغییر شکل واضح ذرات سیلیکونی هستند (شکل ۶ فلش پر). همانطور که مشاهده شد مطابق با ASM (۲۰۰۴) حضور ترکیبات چینی شکل $FeMg_3Si_6Al_8$ (شکل ۶ فلش خطچین) و رسوبات نوک تیز $Fe_2Si_2Al_9$ (شکل ۶ فلش نقطه‌چین) مشاهده می‌شود.

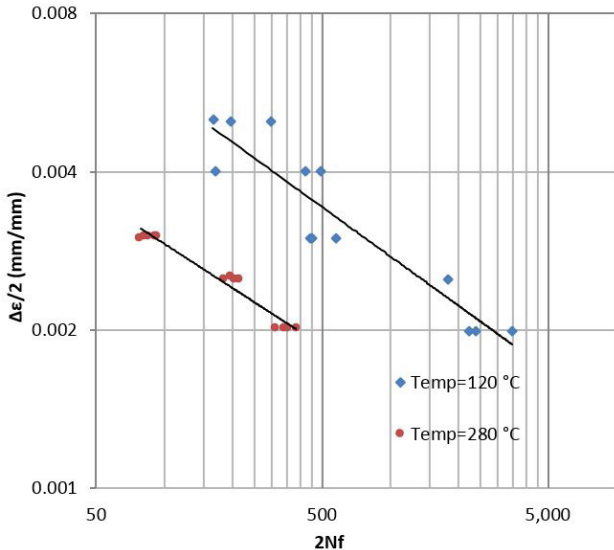


شکل ۵: ریزساختار آلیاژ A356 قبل از آزمایش خستگی



شکل ۶: نمایش رسوب ذرات سیلیکونی به رنگ خاکستری تیره و با فلش پر، رسوبات نوک تیز $Fe_2Si_2Al_9$ با فلش نقطه‌چین، تخلخل با فلش خط نقطه و ترکیبات چینی شکل $FeMg_3Si_6Al_8$ با فلش خطچین

در شکل ۱۲ نمودار دامنه کرنش به عنوان تابعی از تعداد سیکل‌های معکوس شدن تا شکست نمونه از آزمایش خستگی کم چرخه در دمای ۱۲۰ و ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد نمایش داده شده است.



شکل ۱۲: نمودار دامنه کرنش به عنوان تابعی از تعداد سیکل‌های معکوس شدن تا شکست نمونه در دماهای ۱۲۰ و ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد

آنالیز تاثیر دما در رفتار خستگی مواد نشان می‌دهد که عمر خستگی با افزایش دما کاهش می‌یابد. کاهش عمر خستگی در دمای بالا در این شرایط به دلیل مکانیزم‌های مختلف تقویت جوانه ترک روی می‌دهد. این مکانیزم‌ها عبارتند از [۱۹]:

- لغزش سیکلی ترک
- کاویتاسیون^{۱۰} مرز دانه
- لغزش مرز دانه و توسعه از هم بازشدگی ترک
- جلوگیری از رشد جوانه و رشد از ناخالصی‌ها و رسوبات
- اکسیداسیون و خوردگی

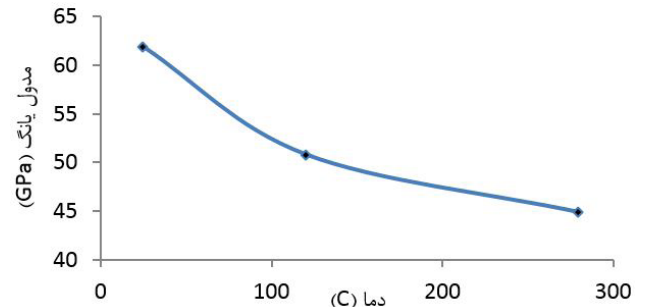
در این نمودارها دو رفتار مشخص قابل مشاهده است:

- در دمای ۱۲۰ °C نمونه‌ها به‌طور سیکلی سخت می‌شوند.
 - در دمای ۲۸۰ °C نمونه‌ها به‌طور سیکلی نرم می‌شوند.
- دمای بالا باعث بازآرایی اتم‌ها و در ساختار کریستالی و ارتقای آنها به سطح انرژی بالاتر می‌شود و این رفتار اتم‌ها باعث تسهیل در حرکت نابجایی‌ها می‌شود.

در این مرحله با استفاده از نرم افزار المان محدود آباکوس آزمایش خستگی هم‌دما شبیه‌سازی شد. شکل ۱۳ نمونه آزمایش را در دمای ۱۲۰ °C و با کرنش 0.0015 mm/mm را در انتهای اولین کورس نمایش می‌دهد.

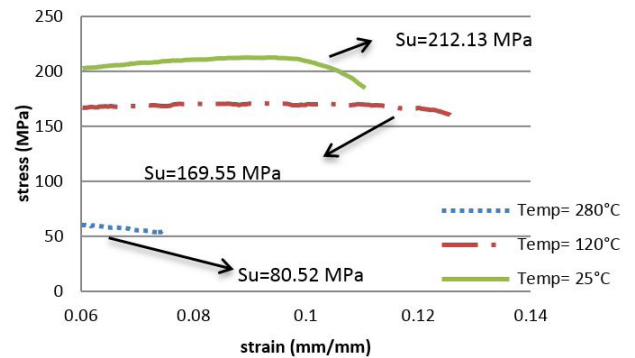
برای شبیه‌سازی رفتار سیکلی از پارامترهای سخت‌شوندگی و ویسکوز مطابق با جدول ۳ استفاده شده است.

همانطور که مشاهده می‌شود مدول الاستیک با افزایش دما به شدت کاهش می‌یابد و در شکل ۹ مدول الاستیک برای دمای ۲۵ و ۱۲۰ و ۲۸۰ سانتی‌گراد نمایش داده شده است.



شکل ۹: نمودار مدول الاستیک بر حسب دما برای A356

در شکل ۱۰ نمودار نتایج آزمون کشش به همراه تنش نهایی در دمای ۲۵، ۱۲۰ و ۱۸۰ درجه سانتی‌گراد نمایش داده شده است.

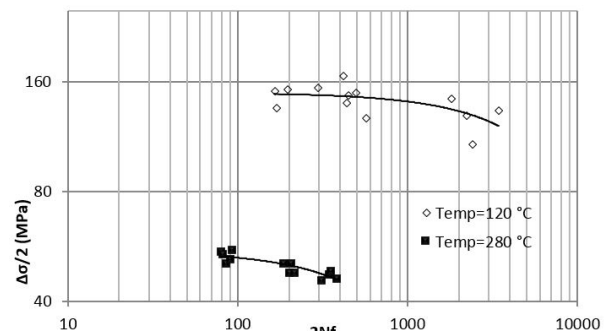


شکل ۱۰: نمودار نتایج آزمون کشش به همراه تنش نهایی

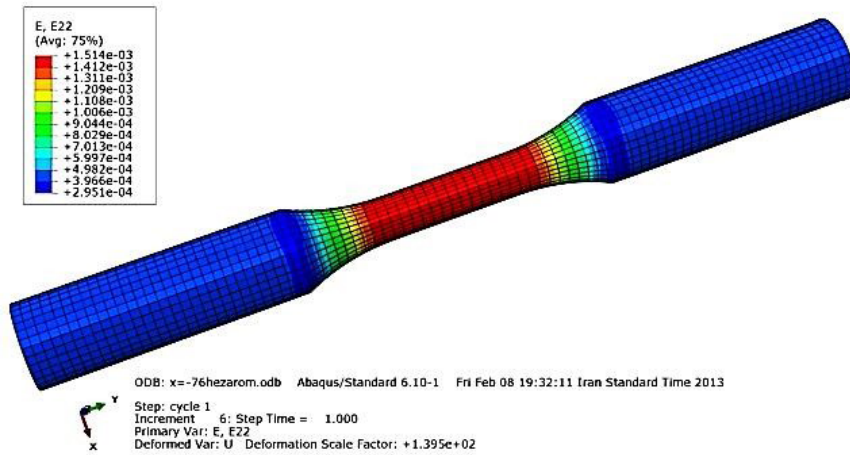
مقاومت مکانیکی با افزایش دما کاهش می‌یابد. اما این کاهش مقاومت و مدول الاستیک در نمونه‌های آزمون بین دمای ۱۲۰ و ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد قابل توجه است که این مورد می‌تواند بر اثر به‌کار افتادن مکانیزم‌های خزش باشد.

۹- آزمون خستگی هم‌دما

در شکل ۱۱ دامنه تنش به عنوان تابعی از تعداد سیکل‌های معکوس شدن تا شکست نمونه از آزمایش خستگی کم چرخه در دمای ۱۲۰ و ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد نمایش داده شده است.



شکل ۱۱: نمودار دامنه تنش به عنوان تابعی از تعداد سیکل‌های معکوس شدن تا شکست نمونه در دماهای ۱۲۰ و ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد

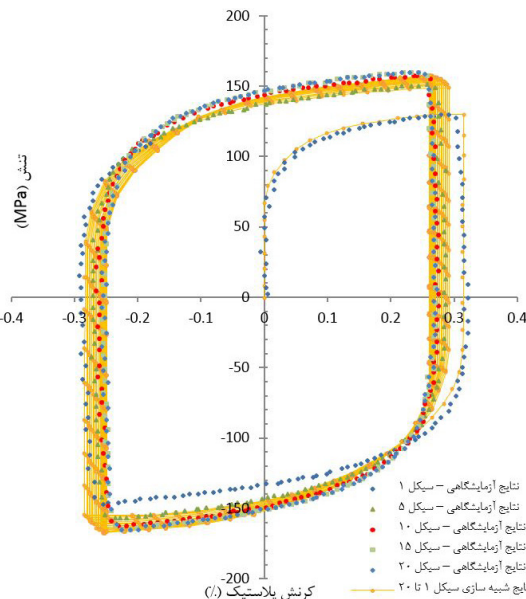


شکل ۱۳: توزیع کرنش در نمونه آزمایش خستگی هم‌دما در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد و دامنه کرنش ۰/۳٪.

جدول ۳: پارامترهای آلیاژ A356 مورد استفاده در مدل‌سازی سرسیلندر [۱۹]

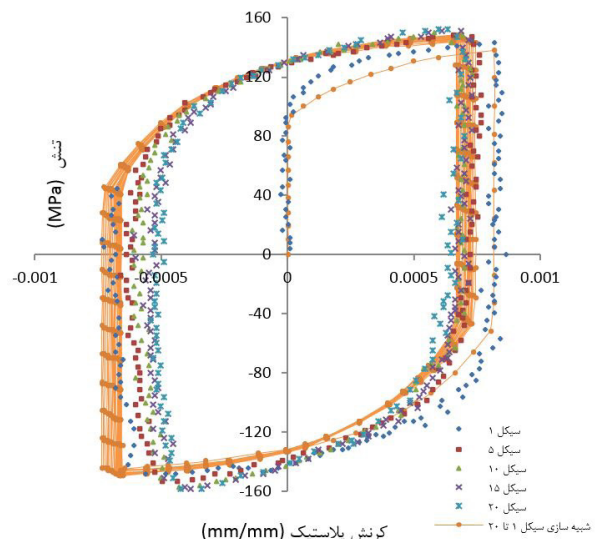
دما (°C)	پارامترها										
	الاستیک		پلاستیک					ویسکوز			
	E(MPa)	ν	S_0 (MPa)	C	γ	Q	b	A	n	m	f
۱۲۰	۶۳/۴۰۰	۰/۳۳	۹۳	۱۳۰/۰۰	۲/۵	۲۰	۹	$3/2 \times 10^{-7}$	۳/۸۸۹	.	۰/۰۵
۱۴۰	۶۲/۱۰۰	۰/۳۳۲۵	۸۸/۹	۱۱۱/۵۱۷	۲/۵	-۵/۷۳	۹	6×10^{-8}	۳/۸۸۹	.	۰/۰۵
۱۸۰	۵۹/۵۰۰	۰/۳۳۷۵	۸۲/۲	۸۵/۴۶۲	۲/۵	-۲۴/۴۹	۹	$2/85 \times 10^{-8}$	۳/۸۸۹	.	۰/۰۵
۲۰۰	۵۸/۲۰۰	۰/۳۴	۷۹/۴	۷۶/۰۸۹	۲/۵	-۲۷/۸	۹	$1/2 \times 10^{-8}$	۳/۸۸۹	.	۰/۰۵
۲۴۰	۵۵/۶۰	۰/۳۴۵	۷۴/۷	۶۱/۹۷۵	۲/۵	-۳۰/۹	۹	$1/8 \times 10^{-9}$	۳/۸۸۹	.	۰/۰۵
۲۸۰	۵۳/۰۰	۰/۳۵	۷۱	۵۵/۰۰۰	۲/۵	-۳۲	۹	$5/6 \times 10^{-9}$	۳/۸۸۹	.	۰/۰۵

در دمای ۱۲۰°C و دامنه کرنش ۰/۵٪ نمایش داده شده و همچنین در شکل ۱۶ حلقه‌های هیستریزس بیست سیکل اول آزمون‌های هم‌دما در دمای ۲۸۰°C و برای دامنه کرنش ۰/۳٪ به همراه شبیه‌سازی این آزمون نمایش داده شده است.



شکل ۱۵: نمودار مقایسه شبیه‌سازی بیست سیکل اول آزمایش‌های هم‌دما با نتایج تجربی برای دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد و دامنه کرنش ۰/۵٪.

در این شبیه‌سازی بعد از بیست سیکل، سیکل‌ها تکراری می‌شوند و یا به عبارت دیگر پایدار می‌شوند. در شکل ۱۴ حلقه‌های هیستریزس بیست سیکل اول آزمون‌های هم‌دما در دمای ۱۲۰°C و برای دامنه کرنش ۰/۳٪ به همراه شبیه‌سازی این آزمون نمایش داده شده است. در شکل ۱۵ حلقه‌های هیستریزس بیست سیکل اول آزمون هم‌دما در

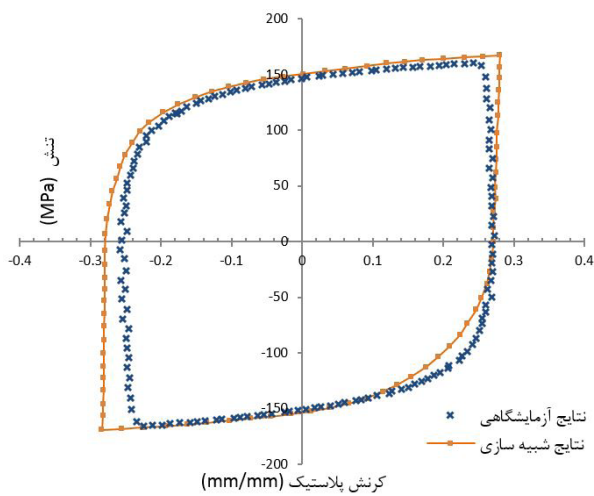


شکل ۱۴: نمودار مقایسه شبیه‌سازی بیست سیکل اول آزمایش‌های هم‌دما با نتایج تجربی برای دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد و دامنه کرنش ۰/۳٪.

که این ممکن است در اثر خطاهای اندازه‌گیری در حین آزمایش باشد که البته میزان آن از ۵ درصد کمتر است. این دو نمودار از نظر کمی به صورت نقطه‌به‌نقطه با هم مقایسه شدند و نتایج زیر به دست آمد:

- بیشترین درصد انحراف کرنش پلاستیک در قسمت چپ و پایین نمودار است و در حدود ۱۱٪ است.
- میانگین درصد انحراف کرنش پلاستیک نسبت به آزمایش در این نمودار ۴/۵٪ است.
- درصد اختلاف مساحت داخلی نمودارها نسبت به مساحت داخلی نمودار آزمایش ۸/۳۳٪ است.

در شکل ۱۸ سیکل پایدار شبیه‌سازی آزمایش هم‌دما با نتایج تجربی برای دمای 120°C و کرنش کل ۰/۵٪ با هم مقایسه شده‌اند.

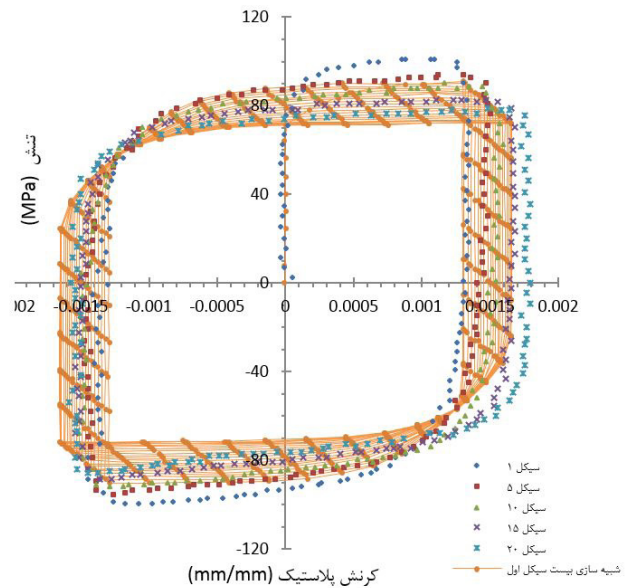


شکل ۱۸: نمودار مقایسه سیکل پایدار شبیه‌سازی آزمایش هم‌دما با نتایج تجربی برای دمای 120°C و کرنش کل ۰/۵٪

با توجه به نمودار شکل ۱۸ مشاهده می‌شود که در سیکل پایدار، در قسمت کرنش‌های مثبت شبیه‌سازی با داده‌های آزمایش تطابق بیشتری دارد ولی در قسمت کرنش‌های منفی این دو نمودار از هم فاصله گرفته‌اند که این امر ممکن است به دلیل تفاوت مدول الاستیک در کشش و فشار باشد. این دو نمودار از نظر کمی به صورت نقطه‌به‌نقطه با هم مقایسه شدند و نتایج زیر به دست آمد:

- بیشترین درصد انحراف کرنش پلاستیک در قسمت چپ و پایین نمودار می‌باشد و در حدود ۲۰٪ است.
- میانگین درصد انحراف کرنش پلاستیک نسبت به آزمایش در این نمودار ۴/۵٪ است.
- درصد اختلاف مساحت داخلی نمودارها نسبت به مساحت داخلی نمودار آزمایش ۶/۶۱٪ است.

در شکل ۱۹ حلقه هیستریزس پایدار برای دامنه‌های کرنش مختلف به دست آمده از آزمایش و شبیه‌سازی در دمای 120°C با هم مقایسه شده‌اند. همچنین در شکل ۲۰ حلقه هیستریزس پایدار برای دامنه کرنش‌های مختلف در به دست آمده از آزمایش و شبیه‌سازی در دمای 280°C با هم مقایسه شده‌اند.

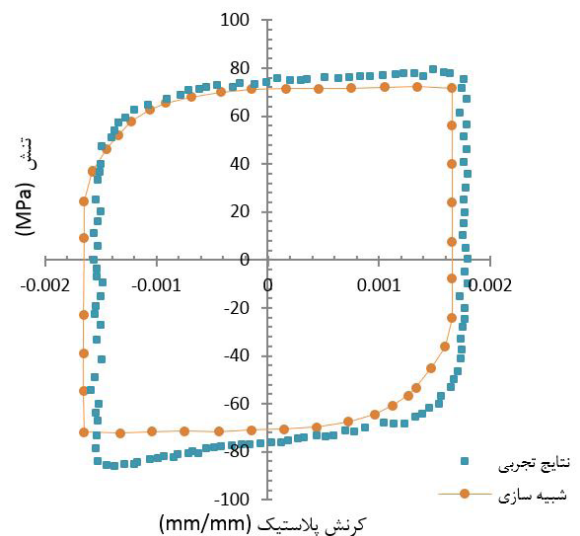


شکل ۱۶: نمودار مقایسه شبیه‌سازی بیست سیکل اول آزمایش‌های هم‌دما با نتایج تجربی برای دمای 280°C درجه سانتی‌گراد و دامنه کرنش ۰/۳٪

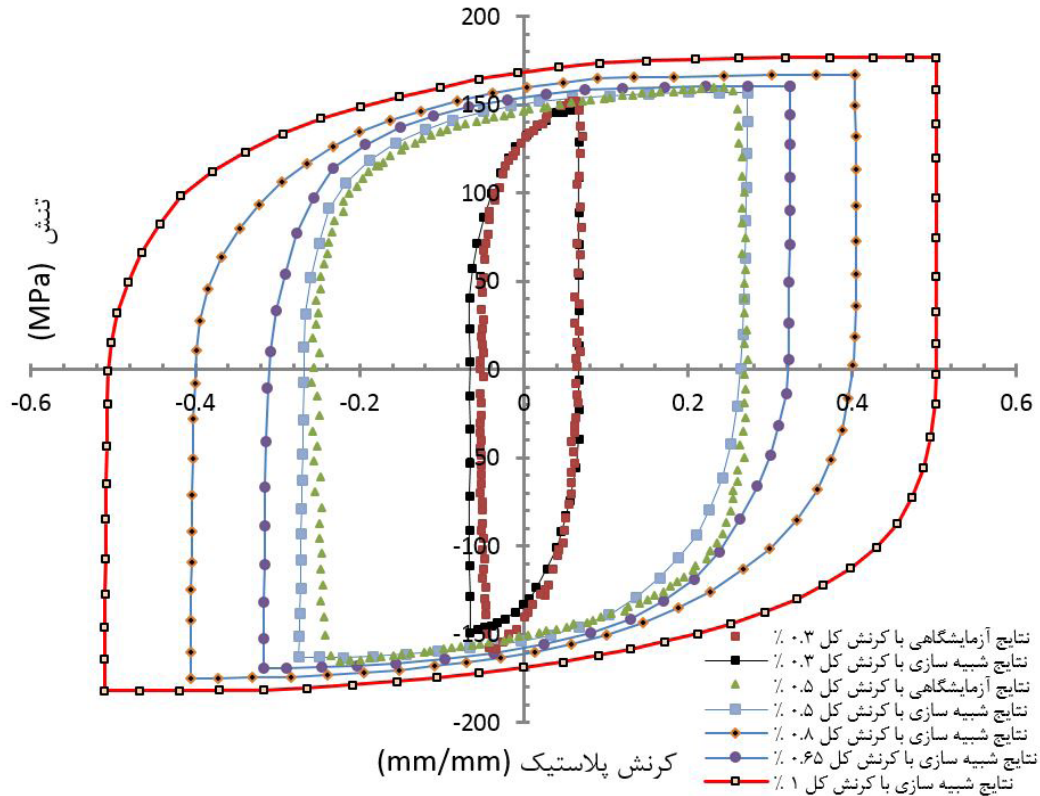
در دمای 120°C آلیاژ به‌طور سیکلی سخت می‌شود که همانطور که مشاهده می‌شود در شبیه‌سازی نمونه‌ها هم به همین شکل است و آلیاژ در دمای 280°C رفتار نرم‌شوندگی سیکلی از خود نشان می‌دهد که این رفتار در شبیه‌سازی نیز مشهود است.

همانطور که مشاهده می‌شود در سیکل‌های اولیه میزان تطابق حلقه هیستریزس شبیه‌سازی شده با نتایج تجربی بیشتر است و به تدریج این میزان تطابق به‌طوری که در سیکل پایدار شده مشاهده می‌شود، کاهش یافته است و این نشان می‌دهد که شبیه‌سازی در سیکل‌های پایین از دقت بیشتری برخوردار است و نتایج آن قابلیت اطمینان بیشتری دارند.

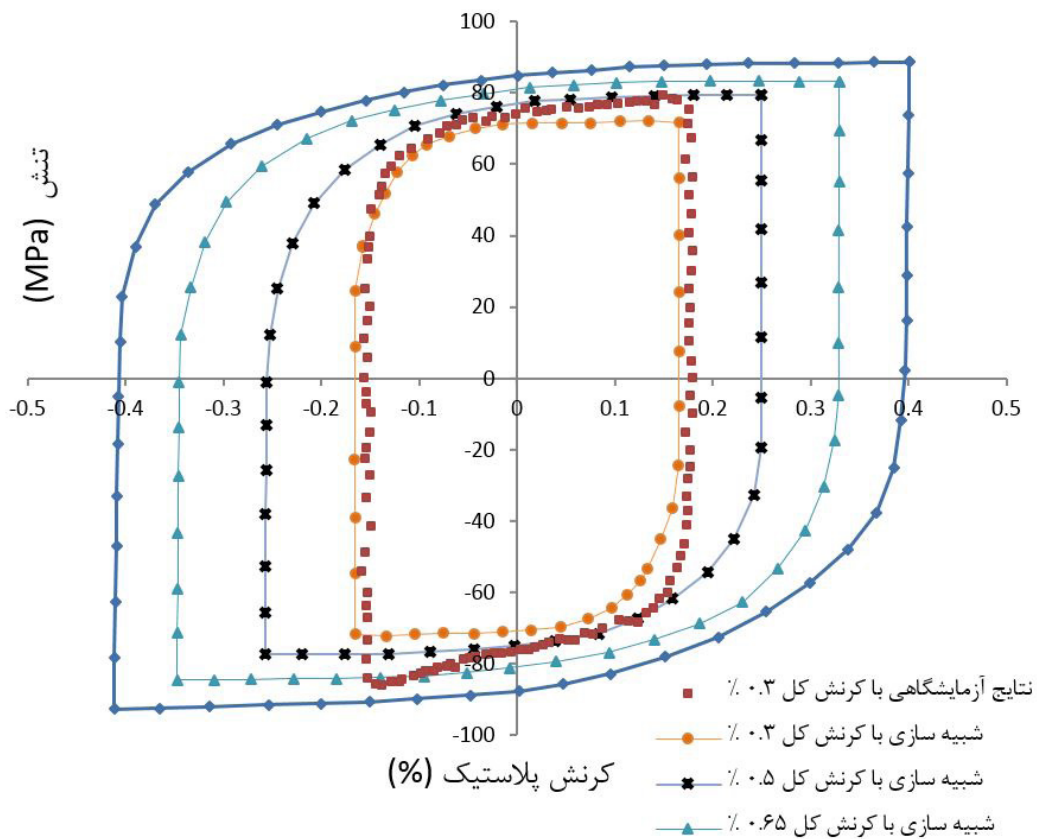
در شکل ۱۷ نمودار سیکل پایدار شبیه‌سازی آزمایش هم‌دما با نتایج تجربی برای دمای 280°C و کرنش کل ۰/۳٪ با هم مقایسه شده‌اند. با توجه به نمودار شکل ۱۷ مشاهده می‌شود که در سیکل پایدار، کل داده‌های آزمایش مقداری به سمت کرنش‌های مثبت حرکت کرده است



شکل ۱۷: نمودار مقایسه سیکل پایدار شبیه‌سازی آزمایش هم‌دما با نتایج تجربی برای دمای 280°C درجه سانتی‌گراد و کرنش کل ۰/۳٪



شکل ۱۹: نمودار مقایسه حلقه هیستریزس پایدار برای دامنه‌های کرنش مختلف به دست آمده از آزمایش و شبیه‌سازی در دمای ۱۲۰ درجه سانتی‌گراد



شکل ۲۰: نمودار مقایسه حلقه هیستریزس پایدار برای دامنه‌های کرنش مختلف به دست آمده از آزمایش و شبیه‌سازی در دمای ۲۸۰ درجه سانتی‌گراد

pp. 373-378.

- [8] S. Kumai, J. Hu, Y. Higo, S. Nunomura, 1996. *Acta Mater.* 44, pp. 2249-2257.
- [9] Tsuyoshi Takahashi, Katsuhiko Sasaki, 2010. "Low cycle thermal fatigue of aluminum alloy cylinder head in consideration of changing metrology microstructure", *Procedia Engineering*, 2, pp. 767-776.
- [10] Mattos, j.j.i, Uehara, A.Y, Sato, M., Ferreira, I, 2010. "Fatigue Properties and Micro mechanism of Fracture of an AlSiMg0.6 Cast Alloy Used in Diesel Engine Cylinder Head", *Procedia Engineering*, 2, pp. 759-765.
- [11] Jinghong Fan, David L. McDowell, Mark F. H. , Ken Gall, 2003. "Cyclic plasticity at pores and inclusions in cast Al-Si alloys", *Engineering Fracture Mechanics*, 70, pp. 1281-1302.
- [12] Zeigler H, Q. Appl Mech, pp. 17-55.
- [13] B. Li, L. Reis, M. de Freitas, 2006. "Simulation of cyclic stress/strain evolutions for multiaxial fatigue life prediction", *J. International Journal of Fatigue*, 28, pp. 451-458.
- [14] ABAQUS 6.12 Documentation, 2012. Abaqus Theory Manual, *Models for metals subjected to cyclic loading*.
- [15] Chen WR., Keer LM., 1991. "An application of incremental plasticity theory to fatigue life prediction of steels", *J Eng Mater Technol* pp. 113-404.
- [16] A. Dutta, S. Dhar, S. K. Acharyya, 2010. "Material characterization of SS 316 in low-cycle fatigue loading" *J Mater Sci*, 45, pp. 1782-1789.
- [17] Chaboche JL., Nouailhas D., 1989. *Trans ASME*, pp. 111-384.
- [18] K. Shiozawa, J. Kitajima, T. Kaminashi, T. Murai , T. Takahashi, 2011. "Low-Cycle Fatigue Deformation Behavior and Evaluation of Fatigue Life on Extruded Magnesium Alloys", *Procedia Engineering*, 10, pp. 1244-1249.
- [19] Mauricio Anjeloni, 2012. "Fatigue Life Evaluation Of A356 Aluminum Alloy Used For Engine Cylinder Head", *Doctora Thesis*, University Of Sao Paulo.

۱۰- نتیجه گیری

در این پژوهش با توجه به آزمایش‌های خستگی هم‌دما در رابطه با آلیاژ A356 مورد استفاده در سرسیلندر، رفتار سیکلی این آلیاژ تبیین شد و نتایج زیر مشهود است:

تصاویر ریزساختاری نشان‌دهنده ساختار دندریتی مشخص همراه با بازوهای دندریتی ثانویه می‌باشند که حدوداً ۲۵ میکرومتر هستند. به علاوه میزان بالایی از تخلخل در حدود ۹/۴۹ درصد سطح مشاهده می‌شود.

از آزمایش‌های کشش این نتیجه حاصل شد که مدول الاستیک در دمای 25°C تقریباً ۱/۵ برابر مدول الاستیک در دمای 280°C است. همچنین تنش نهایی در دمای 25°C تقریباً ۳/۵ برابر تنش نهایی در دمای 280°C است.

از آزمایش‌های خستگی هم‌دما این نتیجه به دست آمد که عمر نمونه‌ها در دمای 120°C (با دامنه کرنش ثابت) تقریباً ده برابر عمر در دمای 280°C است و عمر نمونه‌ها با دامنه کرنش ۰/۳ در دمای 120°C تقریباً ۲/۵ برابر عمر در دامنه کرنش ۰/۵ است.

از نتایج آزمایش‌های هم‌دما در دماهای 120°C و 280°C در سیکل ثابت شده مشاهده می‌شود که آلیاژ در دمای 120°C رفتار سخت‌شوندگی سیکلی از خود نشان می‌دهد و در دمای 280°C رفتار آن نرم‌شوندگی سیکلی است.

۱۱- تشکر و قدردانی

با سپاس فراوان از دکتر آزادی به خاطر راهنمایی‌های بی‌دریغ ایشان و شرکت ایپکو.

۱۲- مراجع

- [1] J.Z. Yi, Y.X. Gao, P.D. Lee, T.C. Lindley, 2004. *Mater. Sci. Eng.* 386, pp.396-407.
- [2] P. Cavaliere, E. Cerri, P. Leo, 2004. *J. Mater. Sci.* 39, pp. 1653-1658.
- [3] K. Gall, N. Yang, M.F. Horstemeyer, D.L. McDowell, J. Fan, *Fatigue Fract. Eng.*
- [4] 2000. *Mater. Struct.* No. 23, pp. 159-172.
- [5] C.H. Caceres, C.J. Davidson, J.R. Griffiths, 1995. *Mater. Sci. Eng.* 197, pp. 171-179.
- [6] Q.G.Wang, C.H. Caceres, 1998. *Mater. Sci. Eng.* A 241, pp. 72-82.
- [7] M. Kalka, J. Adamiec, 2006. *Mater. Character.* 56,