

بررسی عددی رشد آسیب در مواد همسان‌گرد تقویت شده با آلیاژ هوشمند در چهارچوب مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته

مصطفی باغانی (دانشیار)

محمد رضایی (دانشجوی کارشناسی)

مهدی گنجیانی* (استادیار)

دانشکده‌ی مهندسی مکانیک، دانشگاه تهران

مهندسی مکانیک شریف (بهار ۱۳۹۸)
دروی ۳-۲، شماره ۱، ص. ۶۱-۷۰

در این پژوهش، رفتار مکانیکی مواد تقویت شده با آلیاژ هوشمند در چهارچوب مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته بررسی عددی شده است. ساختار مورد بررسی یک قطعه ناچ‌دار آلومینیومی تقویت شده با آلیاژ هوشمند است که تحت بارگذاری کششی قرار می‌گیرد. شبیه‌سازی ساختار ذکر شده در نرم‌افزار المان محدود آباکوس انجام شده است. در این شبیه‌سازی آلیاژ هوشمند در بستر آلومینیومی گنجانده شده و هیچ لغزشی بین آلومینیوم و آلیاژ هوشمند وجود ندارد. برای خواص رفتاری همراه با آسیب آلومینیوم کد یومت مدل لمیره ایجاد شده است. نتایج شبیه‌سازی به نتایج آزمایشگاهی بسیار شباهت داشت. همچنین برای خواص رفتاری آلیاژ هوشمند از کد یومت مدل برینسون استفاده شده است. نتایج شبیه‌سازی حاکی از تفاوت پاسخ رفتاری آلومینیوم و آلومینیوم تقویت شده با آلیاژ هوشمند است. وجود آلیاژ هوشمند در بستر قطعه ناچ‌دار علاوه بر جذب انرژی و شکست قطعه در بارگذاری‌های بالاتر نرخ رشد آسیب ماده تقویت شده را نیز کاهش می‌دهد.

واژگان کلیدی: مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته، مدل لمیره، آلیاژهای هوشمند، مدل برینسون، کد یومت.

baghani@ut.ac.ir
mohammadmekanik88@gmail.com
ganjiani@ut.ac.ir

۱. مقدمه

چگالی ریزترک‌ها و حفره‌ها را با یک متغیر ماکروسکوپی پیوسته نشان داد به طوری که رشد این متغیر را نشان‌گر کاهش سفتی ماده دانست. این مدل در مسائل خزش به کار گرفته شد. بعد از کچانوف محققین بی‌شماری از جمله چابوچه^[۳] و نگ^[۴] و لمیره^[۵] رشد آسیب را با توجه به مفهوم مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته بررسی کردند؛ بعضی از محققین همچون روزوزیر^[۶] نیز به بررسی تجربی این مفهوم پرداختند. لمیره طی مقاله‌ی در سال ۱۹۸۵ مدل تقریباً کاملی را با جزئیات دقیق ارائه کرد. در این مدل، آسیب یک متغیر ترمودینامیکی است که بیان‌گر تضعیف ماده در حین بارگذاری تا زوال کامل ماده است. در واقع وقتی ماده دچار تغییر شکل پلاستیک می‌شود متغیر آسیب رشد می‌کند. با رشد متغیر آسیب بر اثر به هم پیوستن ریزترک‌ها و حفره‌ها سطح تسلیم کاهش پیدا می‌کند، تا این که متغیر آسیب به مرحله‌ی بحرانی می‌رسد و شکست اتفاق می‌افتد. از آن پس تحقیقات زیادی روی مکانیک آسیب انجام گرفت؛ از جمله لمیره مدلش را اصلاح کرد.

در سال‌های اخیر محققین برای شبیه‌سازی رفتار شکست مواد نرم، از مدل اصلاح شده‌ی لمیره استفاده‌ی بسیار کردند و بعضاً تغییرات قابل قبولی در این مدل ایجاد کردند. از جمله کوو^[۷] و همکاران در پاره‌ی از تحقیقاتشان به مقایسه بین نتایج مدل لمیره و مدل LEL^۱ و نتایج آزمایشگاهی برای آلیاژ زیرکونیوم پرداختند.

اصولاً روش‌های معیار شکست به سه دسته‌ی کلی تقسیم شده است: ۱. معیار شکست ناگهانی؛ ۲. مدل پلاستیسیته‌ی متخلخل؛ ۳. مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته.^[۱] در دهه‌های اخیر مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته، روشی جدید و انعطاف پذیر برای پیش‌بینی رفتار شکست بسیاری از مواد - نظیر فلزات، کامپوزیت‌ها، پلیمرها و ... بوده است. در واقع آسیب مواد را می‌توان ریزترک‌ها و حفره‌های ریزی تعریف کرد که بر اثر عوامل گوناگون نظیر بارگذاری‌ها یا تغییرات دما حین فرایند ساخت روی مواد ایجاد می‌شود. این حفره‌ها و ریزترک‌های میکروسکوپی بر اثر بارگذاری به هم می‌پیوندند و ترک‌های ماکروسکوپی را ایجاد می‌کنند و نهایتاً باعث شکست قطعه می‌شوند. مکانیک آسیب محیط پیوسته در واقع شاخه‌ی بی‌از علم مکانیک است که به مطالعه و بررسی رشد ریزترک‌ها و حفره‌های میکروسکوپی و تأثیر پ ر آن‌ها بر رفتار خواص مکانیکی ماکروسکوپی نظیر مدول یانگ، ضریب انتقال حرارت و تنش تسلیم می‌پردازد.

کچانوف^[۱] در سال ۱۹۵۸ اساس روش مکانیک آسیب را پایه گذاری کرد. ایشان

* نویسنده مسئول

تاریخ: دریافت ۱۳۹۶/۷/۲۹، اصلاحیه ۱۳۹۶/۸/۲۹، پذیرش ۱۳۹۶/۹/۱۴.

DOI:10.24200/J40/2019.20838

نتایج شبیه‌سازی نشان داد که در بارگذاری کششی، مدل لمیتره خطای بسیار کمی دارد. سانگان و هانگ^[۸] برای معتبرسازی بهتر مدل آسیب متخلخل از مدل لمیتره استفاده کردند. همچنین واز^[۹] و همکارانش به بررسی شناسایی ثوابت مواد آلیاژی از فولاد، و مقایسه‌ی پاسخ رفتاری شکست مدل لمیتره و مدل گراسون پرداختند. نتایج شبیه‌سازی نشان داد مدل لمیتره نتایج دقیق‌تری دارد. مدل‌های جدید مکانیک آسیب از جمله مدل LEL که در پژوهش کوو و همکارانش به آن اشاره شده حاکی از آن است که مدل لمیتره در بارگذاری‌های برشی و فشاری خطای محسوسی دارد ولی خطای آن در تحلیل بارگذاری کششی بسیار اندک است. در این پژوهش چون بررسی بارگذاری کششی مد نظر بوده، برای شبیه‌سازی از این مدل استفاده شده است.

آلیاژهای هوشمند جزء مواد جدید و هوشمند محسوب می‌شوند. این مواد با توجه به ویژگی‌های خاصشان، توجه محققان زیادی در زمینه‌ی مختلف علوم، بالاخص علوم مهندسی، را به خود اختصاص داده‌اند. این نوع آلیاژها برخلاف مواد مهندسی کلاسیک در ساختار کریستالی خود دارای دو فاز آستنیت و مارتنزیت هستند، به طوری که می‌توانند تغییر فاز برگشت پذیر بین فاز آستنیت و مارتنزیت را تجربه کنند. این فرایند منجر به ایجاد خواص ویژه نظیر خاصیت سوپرالاستیک، اثر حافظه‌داری، قابلیت استهلاک انرژی و... در آلیاژهای حافظه‌دار می‌شود. در واقع همین خواص باعث کاربرد گسترده‌ی این نوع مواد در سازه‌های مهندسی است.

اولین گزارشات حافظه‌داری شکلی مربوط به سال ۱۹۳۲ توسط اولاندر^[۱۰] است. وی مشاهده کرد آلیاژهای طلا - کادمیوم به هنگام سردکردن دچار تغییر شکل پلاستیک می‌شود و با گرم‌کردن مجدد به حالت اولیه‌ی خود بازمی‌گردد. گرینگر و مرادیان^[۱۱] در سال ۱۹۳۸ اثر حافظه‌داری را بر آلیاژهای مس - روی و مس - قلع نشان دادند. اولین پدیده‌های مشاهده‌شده‌ی حافظه‌ی شکلی بر اثر رفتار ترموالاستیک فاز مارتنزیت^[۱۲] در سال ۱۹۴۹ و همچنین توسط چنگ و رد^[۱۳] در سال ۱۹۵۰ گزارش شد. بوهلر و همکارانش^[۱۴] در سال ۱۹۶۲ خواص حافظه‌داری آلیاژها را در آلیاژ نیکل - تیتانیوم (مشهور به نایتینول) کشف کردند.

آلیاژهای هوشمند دارای ویژگی‌های منحصر به فردی نظیر اثر حافظه‌داری، سوپرالاستیسیت، قدرت جذب میرایی بالا، متغیر بودن ضریب الاستیسیت در شرایط دمایی مختلف و... است. داشتن این ویژگی‌ها باعث ایجاد انگیزه‌ی استفاده از مواد هوشمند برای تقویت مواد مهندسی در محققین شده است. از نمونه کاربردهای این گونه ساختارها می‌توان به جذب و اتلاف انرژی بارهای ضربه‌یی در مواد تقویت شده با آلیاژ هوشمند اشاره کرد.

اکثر تحقیقات انجام شده در زمینه‌ی مواد تقویت شده با آلیاژ هوشمند بسیار محدود است. از جمله این تحقیقات می‌توان به کار یون هوکیم و همکاران^[۱۵] اشاره کرد. آن‌ها برای حساس بودن رشد آسیب کامپوزیت‌های فیبرکربن هنگام برخورد با اجسام خارجی چاره‌ی اندیشیدند، و به بررسی عددی برخورد یک گلوله با سرعت کم با صفحه‌ی کامپوزیتی دو طرف تقویت شده با نوارهایی از آلیاژهای هوشمند پرداختند. آنها در این پژوهش شاهد تطابق خوب نتایج عددی با نتایج آزمایشگاهی بودند، و نتیجه گرفتند وجود آسیب و آلیاژ هوشمند در سازه تأثیر زیادی بر مقدار جذب انرژی برخوردی دارد. همچنین آرکونکزا و همکاران^[۱۶] به تأثیر وجود سیم‌های آلیاژ هوشمند با فاز سوپرالاستیک، در کامپوزیت‌های فیبرکربن تقویت شده تحت برخوردهای گلوله با سرعت پایین پرداختند. نتایج حاصله نشان داد وجود آلیاژهای هوشمند در برخوردهای ضعیف به دلیل استحاله نشدن فاز مارتنزیت تأثیر چندانی ندارد. در حالی که در برخوردهای سنگین وجود آلیاژ هوشمند نه تنها باعث جذب انرژی می‌شود، بلکه با ایجاد نیروی برگشت پذیری باعث بهبود تحمل نیرو می‌شود.

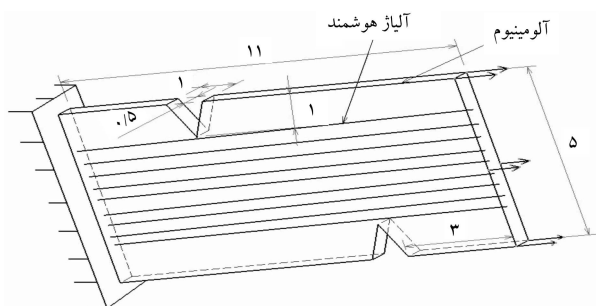
از جمله تحقیقات بسیار عالی می‌توان به تحقیقات جین کانگ‌لی^[۱۷] اشاره کرد که با مسلح کردن آلیاژ آلومینیوم با سیم‌های از پیش تنیده شده‌ی آلیاژهای هوشمند به بررسی تجربی رفتار نمودار نیرو - جابه‌جایی نمونه آزمون کشش تقویت شده با آلیاژ هوشمند پرداختند. نتیجه نشان داد وجود آلیاژ هوشمند باعث جابه‌جایی نمودار نیرو - جابه‌جایی به سمت بالا و در نتیجه افزایش سطح تسلیم کل سازه می‌شود. همچنین ایجاد پیش‌کرنش در آلیاژ هوشمند این جابه‌جایی را افزایش می‌دهد.

چنان که توضیح داده خواهد شد آلیاژهای هوشمند در دمایی خاص دارای خاصیت سوپرالاستیک است، در صورتی که در این حالت تحت بارگذاری و باربرداری قرار گیرد همراه جذب انرژی زیادی طی ایجاد یک حلقه هیستریزس به حالت اولیه‌ی خود بازمی‌گردد. در نتیجه از این ویژگی می‌توان برای تقویت مواد با استحکام پایین از قبیل اپکسی، آلومینیوم، انواع پلیمرها و... استفاده کرد. همچنین با توجه به این که آلیاژهای هوشمند قابلیت سوپرالاستیک دارند با ایجاد پیش‌کرنش می‌توان ساختارهای از پیش تنیده شده ایجاد کرد.

وقتی صحبت از آلیاژهای هوشمند می‌شود یعنی با کرنش‌های بالا سروکار داریم؛ بنابراین لازم و ضروری است بدانیم که در این گونه ساختارها با توجه به این که ماده تقویت شده با آلیاژ هوشمند خاصیت سوپرالاستیک ندارد، روند زوال بستر ساختار تقویت شده با آلیاژ هوشمند چگونه خواهد بود و در واقع، پاسخ رفتار مکانیکی ماده‌ی تقویت شده با آلیاژ هوشمند طی فرایند خرابی کامل چگونه خواهد شد. همچنین تأثیر وجود آلیاژ هوشمند بر کاهش فرایند زوال ماده هدف این پژوهش است.

در این پژوهش تصمیم گرفته شد به بررسی عددی رشد آسیب و رفتار مکانیکی ماده‌ی تقویت شده آلومینیومی با آلیاژ هوشمند، تحت برگذاری کششی با بهره‌گیری از نرم افزار المان محدود آباکوس پرداخته شود. برای این منظور معادلات ساختاری مدل آسیب لمیتره در چهارچوب مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته استخراج شده است. کد بومت مدل رفتاری آسیب لمیتره ایجاد شد. معادلات رفتاری مدل برینسون برای آلیاژ هوشمند استخراج شده است. همچنین از کد بومت رفتاری مرجع^[۱۸] برای شبیه‌سازی رفتار آلیاژ هوشمند استفاده شد.

برای این که بتوان تأثیر تمام پتانسیل آلیاژ هوشمند در حالت سوپرالاستیک را بر کاهش رشد آسیب نشان داد، ساختار ماده تقویت شده (شکل ۱) یک قطعه‌ی ناچ دار انتخاب شده است. مزیت این ساختار این است، زمانی که آلیاژ هوشمند به بیشینه کرنش قابل برگشت خود برسد، متغیر آسیب نوک شکاف قطعه‌ی ناچ دار به علت تکنیکی نوک شکاف به مقدار بحرانی خود می‌رسد. در نتیجه در این ساختار می‌توان با دقت بیشتری به بررسی تأثیر وجود آلیاژ هوشمند بر رشد آسیب و روند زوال ماده‌ی تقویت شده پرداخت.



شکل ۱. قطعه‌ی ناچ دار آلومینیومی مسلح شده با آلیاژ هوشمند (ابعاد میلی‌متر).

۲. مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته

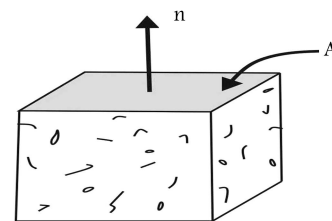
۱.۲ متغیر آسیب

چنان که پیش‌تر اشاره شد محققین برای توصیف تأثیر رشد ریزترک‌ها و حفره‌ها بر خواص مکانیکی مواد، یک متغیر حالت داخلی با عنوان «آسیب» در چارچوب ترمودینامیک برگشت ناپذیر معرفی کردند. همچنین قانون رشد آن به عنوان تابعی از متغیرهای دیگر نظیر کرنش پلاستیک، تنش، دما و... در نظر گرفته شد. اگر فرض کنیم این ریزترک‌ها و حفره‌ها به صورت یکنواخت در کل ماده پخش شده باشند ماده نسبت به متغیر آسیب، همسان‌گرد و مستقل از جهت است. می‌توان به آسانی تأثیر این ریزترک‌ها و حفره‌ها را با یک متغیر آسیب اسکالر تعریف کرد. در فرمول‌بندی آسیب محیط‌های پیوسته، آسیب به صورت همسان‌گرد و غیر همسان‌گرد در نظر گرفته می‌شود. در حالت همسان‌گرد به علت اسکالر بودن متغیر آسیب محاسبات خیلی پیچیده نیست، در حالی که برای آسیب غیرهمسان‌گرد متغیر آسیب به صورت تانسور تعریف می‌شود و محاسبات آن پیچیده است. البته باید توجه شود پدیده‌ی رشد و ایجاد ترک خود در یک محیط ناپیوسته به وجود می‌آید، درحالی که مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته‌ی همسان‌گرد روشی است که در آن متغیر آسیب به صورت اسکالر، به عنوان متغیر داخلی برای توصیف کاهش مشخصات مکانیکی مواد شامل کاهش چقرمگی، کاهش مدول یانگ، کاهش عمر، کاهش هدایت گرمایی و... است.

اگرچه روش مکانیک آسیب محیط‌های پیوسته مستلزم اندازه‌گیری متغیر آسیب D است، خوشبختانه بسیاری از روش‌های اندازه‌گیری دقیق آسیب برای توصیف و اندازه‌گیری پارامترهای آسیب وجود دارد. همه‌ی این روش‌های اندازه‌گیری آسیب به دو دسته‌ی نمایش هندسی و نمایش ویژگی‌های مکانیکی تقسیم می‌شود. تاسان کشف کرد که روش‌های هندسی، خطاهای سینماتیکی قابل توجهی ایجاد می‌کنند و بنابراین در طیف آسیب محدودی کاربرد دارند، اگرچه روش ویژگی‌های مکانیکی نقطه‌ضعف‌هایی از قبیل دقت پایین و پیچیدگی بالا دارد. تفاوت‌ها اساساً به این حقیقت اشاره دارد که همه‌ی روش‌ها برای تمامی انواع مواد مناسب نیست و ضریب اطمینان و حساسیت روش‌ها با تغییر مواد تغییر می‌کند. انتخاب روش همچنین وابسته به دستگاه اندازه‌گیری و پارامترهای قابل اندازه‌گیری است.^[۱۹]

روش کلاسیک به دست آوردن متغیر آسیب که مورد قبول اکثر محققین است به صورت رابطه‌ی ۱ بیان می‌شود که با توجه به شکل ۲، A_e^n مساحت مؤثر جزء آسیب دیده، A_i^n مساحت المان بدون آسیب، و n بردار عمود بر سطح است که به روش میکروگرافی به دست می‌آید. در صورتی که ماده همسان‌گرد باشد A مستقل از n خواهد بود. البته این روش دقت خوبی دارد ولی روشی بسیار وقت‌گیر و مشکل است و نیازمند تجربه‌ی کافی است.

$$D_n = 1 - \frac{A_e^n}{A_i^n} \quad (۱)$$



شکل ۲. المان ماده همراه با آسیب.

محققین براین باور بودند که چون تغییرات میکروسکوپی مواد بر اثر رشد آسیب از دیدگاه ترمودینامیک پدیده‌ی برگشت‌ناپذیر است، بنابراین باید بتوان این پارامتر را با یک متغیر داخلی توصیف کرد. تلاش‌های زیادی در این خصوص انجام گرفته و مدل‌های زیادی پیشنهاد شده است. از جمله پاچالا و همکاران^[۲۰] متغیر آسیب را نسبت کرنش بدون آسیب ε و کرنش آسیب‌دار $\bar{\varepsilon}$ به صورت رابطه‌ی ۲ در نظر گرفتند.

$$D_n = 1 - \frac{\varepsilon}{\bar{\varepsilon}} \quad (۲)$$

همچنین روزویر^[۶] بر اساس چگالی جرمی، مدلی به صورت رابطه‌ی ۳ ارائه داد که در آن $\bar{\rho}$ چگالی جرمی مؤثر و ρ چگالی جرمی بدون آسیب است.

$$D_n = 1 - \frac{\bar{\rho}}{\rho} \quad (۳)$$

لمیتره مدلی^[۵] بر اساس تنش مؤثر و فرضیه‌ی کرنش معادل ارائه داد که بر اساس آن نیروی اعمالی بر هر سطح آسیب‌دار با نیروی اعمالی بر هر سطح بدون آسیب برابر است (شکل ۳). وی تنش مؤثر $\bar{\sigma}$ را با جای‌گذاری تعریف کلاسیک متغیر آسیب در رابطه‌ی ۴، به صورت رابطه‌ی ۵ استخراج کرد.

$$\sigma_{ij} A n_j = \bar{\sigma}_{ij} \bar{A} n_j \quad (۴)$$

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - D} \quad (۵)$$

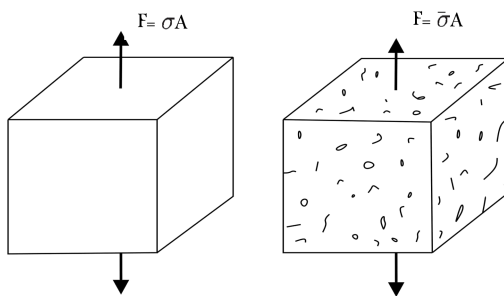
همچنین لمیتره با توجه به این که کرنش تحت تأثیر تنش آسیب دیده و بدون آسیب با هم برابرند، متغیر آسیب را برحسب مدول یانگ بدون آسیب \bar{E} و مدول یانگ آسیب دیده E نشان داد:

$$D = 1 - \frac{\bar{E}}{E} \quad (۶)$$

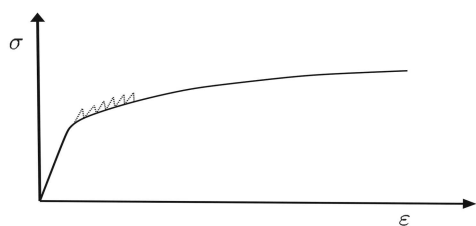
۲.۲ معادلات ساختاری مدل آسیب اصلاح شده لمیتره

در مدل استاندارد لمیتره تأثیر متغیر آسیب بر رفتار تنش کششی و فشاری در ابتدا یکسان در نظر گرفته شد و تنش مؤثر به صورت رابطه‌ی ۵ بیان شد. آزمایش‌های تجربی نشان می‌دهد متغیر آسیب در رفتار تنش کششی و فشاری تأثیر متفاوتی دارد. در واقع ریزترک‌هایی که بر اثر تنش کششی باز می‌شوند در حالت تنش فشاری باز شدن آن‌ها به تأخیر می‌افتد و بعضاً بسته می‌شوند. در نتیجه در تحلیل مسائل کشسانی - خمیری همراه با آسیب، تأثیر بسته شدن ترک‌ها در حالت تنش فشاری لحاظ شد و تنش مؤثر در حالت فشاری در بارگذاری تک‌محوری به صورت رابطه‌ی ۷ بیان شد:^[۲۱]

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - hD} \quad (۷)$$



شکل ۳. تنش مؤثر $\bar{\sigma}$ و تنش آسیب دیده σ .



شکل ۵. پیش‌بینی الاستیک برای حل رفتار غیرخطی پلاستیک همراه با آسیب.

که در آن Y نرخ رهایی انرژی است^[۵] که به صورت رابطه‌ی ۱۵ بیان می‌شود.

$$Y = \frac{1}{r} d\varepsilon^e : E : d\varepsilon^e \quad (15)$$

با استفاده از روابط ۱۰ و ۱۴ می‌توان رابطه‌ی نرخ رشد متغیر آسیب را چنین بیان کرد:

$$dD = -\frac{d\lambda}{(1-D)} \left(\frac{Y}{r}\right)^s \quad (16)$$

۳.۲. الگوریتم مدل آسیب

به دلیل غیرخطی بودن رفتار یک ماده کشسانی - خمیری کوپل شده با آسیب شکل ۵، باید مسئله را به صورت مرحله‌ی حل کرد. در واقع در هر مرحله باید رفتار را کشسانی خطی فرض کرد سپس آن را اصلاح کرد به گونه‌ی که کرنش خمیری و متغیر آسیب هر مرحله به عنوان داده‌های مرحله‌ی بعد وارد می‌شوند. روابط مورد استفاده در مرحله‌ی اول پیش‌بینی کشسانی را می‌توان مطابق روابط ۱۷ تا ۲۱ در نظر گرفت.

$$\varepsilon_{n+1}^{e-trial} = \varepsilon_n + d\varepsilon \quad (17)$$

$$\sigma_{n+1}^{e+trial} = (1-D)C_e : \varepsilon_{n+1}^{e-trial} \quad (18)$$

$$\varepsilon_{n+1}^{p-trial} = \varepsilon_n^p \quad (19)$$

$$D_{n+1}^{trial} = D_n \quad (20)$$

$$\sigma_{eq}^{trial} = \sqrt{(3/2)S_{ij}S_{ij}} \quad (21)$$

گام دوم بررسی امکان وقوع حالت خمیری است.

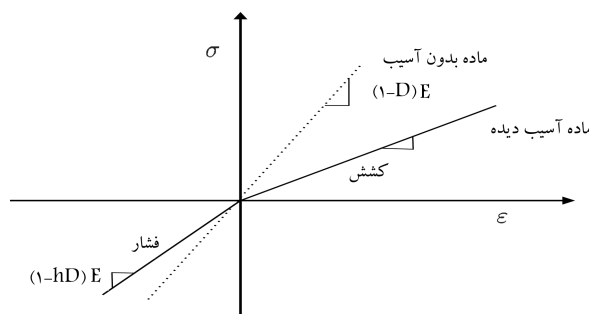
$$f^{trial} = \frac{\sigma_{eq}^{trial}}{(1-D)} - K\varepsilon_p^n - \sigma_y \quad (22)$$

با داشتن متغیرها از مرحله‌ی قبل می‌توان مطابق رابطه‌ی ۲۲ پدیده‌ی خمیری را بررسی کرد. اگر $f \geq 0$ باشد آنگاه پدیده‌ی خمیری اتفاق افتاده و باید اصلاح خمیری مطابق روابط ۲۳ تا ۲۵ صورت گیرد. این معادلات هشت معادله‌ی هشت مجهول را تشکیل می‌دهند. بعد از حل این هشت معادله‌ی هشت مجهول با استفاده از روش‌های عددی نظیر نیوتن - رافسون، مقادیر صحیح تنش‌ها و ضریب پلاستیسیته و متغیر آسیب که هشت مجهول معادلات ذکر شده را تشکیل می‌دهند به دست می‌آید.

$$\frac{\sigma_{eq}}{(1-D)} - K\varepsilon_{eq}^n - \sigma_y = 0 \quad (23)$$

$$\sigma_{n+1} - \sigma_n - (1-D)C_e : d\varepsilon = 0 \quad (24)$$

$$D_{n+1} - D_n - \frac{d\lambda}{(1-D)} \left(\frac{-Y}{r}\right)^s = 0 \quad (25)$$



شکل ۴. تأثیر بسته شدن ترک‌ها در تنش فشاری بر نمودار تنش کرنش.^[۲۱]

که در آن h معرف اثر بسته شدن ریزترک‌هاست. آزمایشات تجربی انجام شده روی فلزات حاکی از آن است که مقدار h برای فلزات بین ۰٫۵ تا ۰٫۷۵ است.^[۲۲] شکل ۴ نمودار یک‌بعدی تنش - کرنش - کشسانی را نشان می‌دهد که به وضوح تأثیر تنش فشاری بر بسته شدن ترک‌ها قابل مشاهده است.

نکته‌ی مهم دیگر تشخیص فشاری یا کششی بودن مؤلفه‌های تانسور تنش در حالت سه‌بعدی، بالاخص در حالت پیچش محض است. برای تأثیر پارامتر بسته شدن ترک‌ها در حالت تنش برشی، تانسور تنش را باید به دستگاه تنش‌های اصلی انتقال داد. مسئله‌ی بعدی تشخیص کششی یا فشاری بودن مؤلفه‌های تانسور تنش اصلی در این حالت است. این مشکل را می‌توان با مجزا کردن تانسور تنش‌های اصلی به مقادیر مثبت و منفی برطرف کرد.^[۲۱]

برای به دست آوردن رشد متغیرهای داخلی می‌توان از تابع پتانسیل استفاده کرد. تابع پتانسیل Ψ طبق رابطه‌ی ۹ که تشکیل شده از تابع پتانسیل خمیری Ψ^p و تابع پتانسیل آسیب Ψ^d و به صورت رابطه‌ی ۹ و ۱۰ بیان می‌شود.^[۵]

$$\Psi = \Psi^p + \Psi^d \quad (8)$$

$$f = \Psi^p = \frac{\sigma_{eq}}{(1-D)} - K\varepsilon_p^n - \sigma_y \quad (9)$$

$$\Psi^d = \frac{r}{(1-D)(s+1)} \left(\frac{-Y}{r}\right)^{s+1} \varepsilon_{eq}^p \quad (10)$$

رابطه‌ی ۹ بیان‌گر سطح تسلیم است که شامل σ_y تنش تسلیم، σ_{eq} تنش معادل، و $K\varepsilon_p^n$ سخت شوندگی ایزوتروپیک است. همچنین r و s در رابطه‌ی ۱۱ پارامترهای آسیب ماده، Y نرخ رهایی انرژی و ε_{eq}^p کرنش خمیری معادل است.

رابطه‌ی ۱۱ مربوط به نرخ کرنش خمیری است که با توجه به سطح تسلیم فون‌میسس به دست می‌آید. S_{ij} تنش انحرافی و dy ضریب پلاستیسیته است که باید شرایط سازگاری را توسط رابطه‌ی ۱۲ در بارگذاری و باربرداری ارضاء کند.

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} = d\lambda \frac{3}{2} \frac{S_{ij}}{(1-D)} \frac{1}{\sigma_{eq}} \quad (11)$$

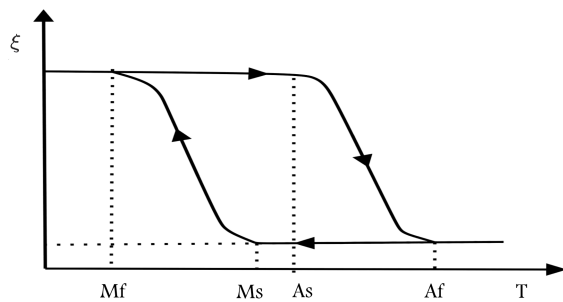
$$dy \geq 0, f \leq 0, f d\lambda = 0 \quad (12)$$

نرخ کرنش خمیری معادل مطابق رابطه‌ی ۱۳ بیان می‌شود:

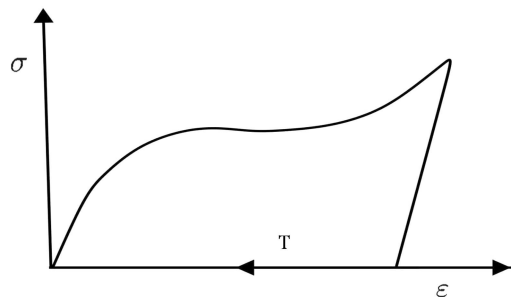
$$d\varepsilon_{eq}^p = d\lambda \frac{\partial f}{\partial \sigma_{ij}} = \sqrt{(2/3)d\varepsilon_{ij}^p d\varepsilon_{ij}^p} \quad (13)$$

همچنین نرخ رشد متغیر آسیب را می‌توان با رابطه‌ی ۱۴ بیان کرد:

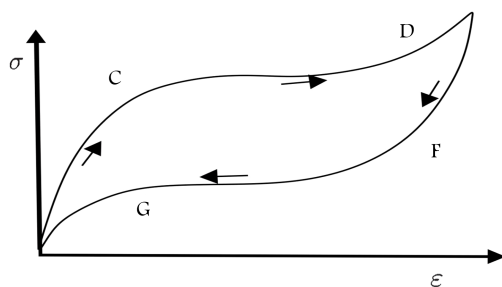
$$dD = d\lambda \frac{\partial \Psi^d}{\partial Y} \quad (14)$$



شکل ۶. رفتار آلیاژهای هوشمند در حالت بدون تنش و تحت تأثیرات دما. [۲۳]



شکل ۷. اثر حافظه داری در آلیاژهای هوشمند. [۲۴]



شکل ۸. اثر سوپرکشسانی در آلیاژهای حافظه دار. [۲۴]

۴.۳. مدل رفتاری آلیاژ هوشمند

تاکنون تحقیقات زیادی در زمینه‌ی آلیاژهای هوشمند صورت گرفته است. بعد از ارائه‌ی اولین مدل ریاضی یک‌بعدی [۲۵] اکثر تحقیقات به مدل‌سازی رفتار آلیاژهای هوشمند معطوف شده است. ضمن این‌که به دلیل کاربردهای فراوان این آلیاژها تحلیل اجزاء محدود این نوع آلیاژها از اهمیت زیادی برخوردار شده است. مدل‌های سه‌بعدی و یک‌بعدی متعددی ارائه شده است ولی از مدل‌های سه‌بعدی به دلیل پیچیدگی و پارامترهای زیاد معمولاً در کاربردهای مهندسی استفاده نمی‌شود.

لیانگ و راجرز [۲۶] تغییراتی در مدل تاناکا و ناگاکاکی انجام دادند و مدل آن‌ها را بهبود بخشیدند. همچنین برینسون [۲۴] مدل‌های تاناکا و ناگاکاکی، و لیانگ و راجرز را تکمیل و بهبود بخشید. برینسون دو متغیر داخلی به عنوان کسر حجمی مارتنزیت ناشی از تنش و ناشی از دما را تعریف کرد. وی با این تجزیه مدل تقریباً کاملی ارائه کرد که پیش‌بینی‌های دقیق‌تری نسبت به مدل‌های قبلی داشت. در این پژوهش نیز از مدل شناخته شده‌ی یک‌بعدی برینسون استفاده می‌شود.

روابطه بنیادی تنش - کرنش آلیاژهای حافظه‌دار که توسط برینسون ارائه شده

۳. آلیاژهای هوشمند

۱.۳. خواص رفتاری آلیاژ هوشمند تحت تنش و دما

آلیاژهای حافظه‌دار بیش از یک نوع فاز یا ساختار کریستالی دارند. این فازها به صورت فاز آستنیت و مارتنزیت ظاهر می‌شوند و وابسته به دما و تنش‌های اعمالی‌اند، به طوری که آستنیت دارای فاز پایدار در دمای بالا و تنش پایین، و مارتنزیت دارای فاز پایدار در دمای پایین و تنش بالاست. در واقع همین اختلاف پایداری بین این دو حالت کریستالی است که عامل تبدیل فازها به یکدیگر تحت اعمال تنش و حرارت است. نتیجه‌ی این تبدیل فازها توسط اعمال تنش و دما باعث هوشمندسازی و خواص ویژه‌ی این گونه آلیاژها شده است. مارتنزیت ایجاد شده، توسط دما یا توسط تنش اعمالی ایجاد می‌شود. مارتنزیتی را که با اعمال تنش ایجاد شود مارتنزیت غیر دوقلویی، و آن را که با تغییرات دما ایجاد شود اصطلاحاً مارتنزیت دوقلویی می‌نامند. با توجه به این که رفتار آلیاژهای هوشمند تحت تأثیر درصد حجمی فاز مارتنزیتی تغییر می‌کند و درصد حجمی فاز مارتنزیتی خود وابسته به دماست، دماهای کاری آلیاژ هوشمند در نمودار شکل ۶ نشان داده شده است. در نمودار شکل ۶ چهار دما دیده می‌شود: M_s دمای شروع فاز مارتنزیت، M_f دمای اتمام فاز مارتنزیت، A_s دمای شروع فاز آستنیت و A_f دمای اتمام فاز آستنیت است.

۲.۳. اثر حافظه داری در آلیاژهای هوشمند

یکی از ویژگی‌های مهم آلیاژهای هوشمند اثر حافظه داری آن‌هاست. این ویژگی چنان است که با اعمال تنش در دمای کمتر از دمای A_f ماده دچار تغییر شکل خمیری می‌شود و در صورتی به حالت اولیه‌ی خود بازمی‌گردد که ساختار فازی ماده را با اعمال دما تغییر دهیم. با توجه به نمودار تنش - کرنش شکل ۷، با افزایش تنش در دمای کمتر از دمای A_f ماده وارد فاز مارتنزیت شده و بعد از باربرداری کرنش پسماند قابل ملاحظه‌ی برجای می‌ماند که فقط با اعمال دما می‌تواند به شکل اولیه‌ی خود دست پیدا کند. این رفتار اثر حافظه داری آلیاژ هوشمند تلقی می‌شود.

۳.۳. اثر سوپر الاستیسیته در آلیاژهای هوشمند

یکی دیگر از ویژگی‌های منحصر به فرد این نوع آلیاژها خاصیت سوپرالاستیک و قابلیت جذب انرژی در دمای بالاتر از دمای A_f است. در این دما در صورت بارگذاری و باربرداری دیگر هیچ گونه کرنش پسماندی باقی نمی‌ماند و نمودار تنش - کرنش رفتاری غیرخطی از خود نشان می‌دهد.

در شکل ۸ رفتار عمومی سوپرکشسانی این گونه آلیاژها نشان داده شده است. با توجه به این شکل ابتدا ماده در فاز آستنیت رفتار کشسانی دارد، سپس در ناحیه‌ی CD تبدیل فاز همراه با جذب انرژی رخ می‌دهد، و در تنش ثابت و کرنش قابل محسوس فاز آستنیت به مارتنزیت تبدیل می‌شود. با افزایش کرنش، ماده به صورت کشسانی رفتار می‌کند. ناحیه‌ی F بازگشت کرنش کشسانی را با حذف تنش در حالت باربرداری نشان می‌دهد. سپس تبدیل فاز معکوس رخ می‌دهد و نهایتاً در ناحیه‌ی G کرنش به صورت فاز آستنیت طی یک حلقه‌ی هیستریزس بازایی می‌شود. این رفتار برای جذب انرژی ارتعاشات بسیار مناسب، و مورد توجه محققین است.

است، چنین بیان می‌شود:

$$\sigma - \sigma_s = E(\xi)\varepsilon - E(\xi_s)\varepsilon_s + \Omega(\xi)\xi_s - \Omega(\xi_s)\xi_{s0} + \theta(T - T_s) \quad (26)$$

که در آن ξ کسر حجمی مارتنزیتی، Ω ثابت تبدیل فاز و θ ثابت ترموالاستیک است. اندیس صفر نشان دهنده شرایط اولیه است.

همچنین مدول الاستیسته E و ثابت تبدیل فاز Ω با کسر حجمی مارتنزیتی مطابق روابط ۲۷ و ۲۸ با هم ارتباط دارند.

$$E(\xi) - E_A = \xi(E_M - E_A) \quad (27)$$

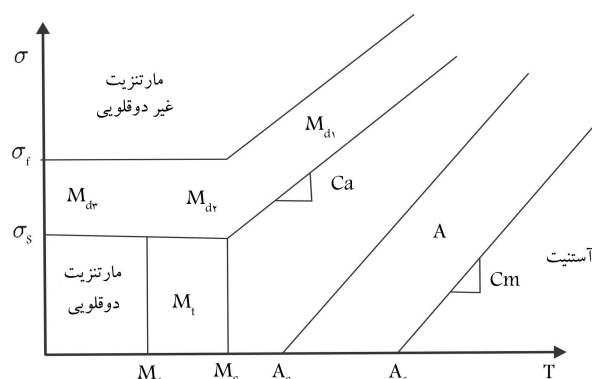
$$\Omega(\xi) = -\varepsilon_L E(\xi) \quad (28)$$

که در آن E_M ، E_A و ε_L به ترتیب مدول یانگ در حالت مارتنزیتی و آستنیتی و بیشینه کرنش برگشت پذیر هستند.

کسر حجمی مارتنزیتی به دو دسته تقسیم می‌شود: ξ_S کسر حجمی ناشی از تنش (مارتنزیت غیر دوقلویی) و ξ_T کسر حجمی ناشی از دما (مارتنزیت دوقلویی) است و چنین بیان می‌شود:

$$\xi = \xi_T + \xi_S \quad (29)$$

همچنین در شکل ۹ نمودار فازی آلایاژ حافظه‌دار مدل برینسون نشان داده شده است. با توجه به شرایط کاری آلایاژ حافظه‌دار که در کدام موقعیت نمودار قرار گیرد، رابطه‌ی برای کسر حجمی مارتنزیتی (جدول ۱) به دست می‌آید.



شکل ۹. نمودار فازی آلایاژی حافظه‌دار مدل برینسون. [۲۴]

۴. بحث و نتایج

۴.۱. مدل المان محدود

در پژوهش حاضر شبیه‌سازی به این صورت است که با استفاده از روش‌های مدل‌سازی در نرم‌افزار آباکوس آلایاژ هوشمند به عنوان مهمان در بستر آلومینیومی گنجانیده شده و هیچ لغزشی بین آلومینیوم و آلایاژ هوشمند وجود ندارد. برای شبیه‌سازی رفتار این ساختار از کد یومت رفتاری الاستوپلاستیک همراه با آسیب مدل لمیتره برای بستر آلومینیومی و از کد یومت مدل برینسون برای رفتار آلایاژ هوشمند استفاده شده است. همچنین با بهره‌گیری از روش‌های کدنویسی زبان فورترن هر دو یومت در غالب یک سابروتین در نرم‌افزار آباکوس فراخوانی می‌شود. برای تحلیل عددی از نرم‌افزار المان محدود آباکوس ۶.۱۲.۱ و برای اجرای کد یومت در نرم‌افزار آباکوس از نرم‌افزار ویزوال استادیو، نسخه ۲۰۱۰، استفاده شده است. همچنین برای کامپایل کردن کد یومت در نرم‌افزار ویزوال استادیو از نرم‌افزار فورترن کمپوزر^۲ نسخه ۲۰۱۳ استفاده شده است.

۴.۲. اعتبارسنجی مدل آسیب

برای اعتبارسنجی کد یومت آسیب ایجاد شده نتایج نمودار تنش - کرنش آسیب شبیه‌سازی شده و مقایسه‌ی آزمایشگاهی می‌شود. در جدول ۲ خواص مکانیکی و آسیب فولاد SAE ۱۰۵۰ ارائه شده است. در شکل ۱۰ الف نمودار تنش - کرنش همراه با آسیب نتایج شبیه‌سازی انجام شده در این پژوهش و نتایج آزمایشگاهی [۲۷] برای فولاد SAE ۱۰۵۰ نشان داده شده است. با توجه به این شکل نتایج شبیه‌سازی و آزمایشگاهی تطابق قابل قبولی دارند.

برای اعتبارسنجی میزان رشد آسیب در حین بارگذاری باید رشد آسیب نتایج شبیه‌سازی با نتایج آزمایشگاهی مقایسه شود (شکل ۱۰ ب). نتایج شبیه‌سازی با نتایج آزمایشگاهی تطابق قابل قبولی دارد.

۴.۳. شبیه‌سازی رفتاری آلایاژ هوشمند

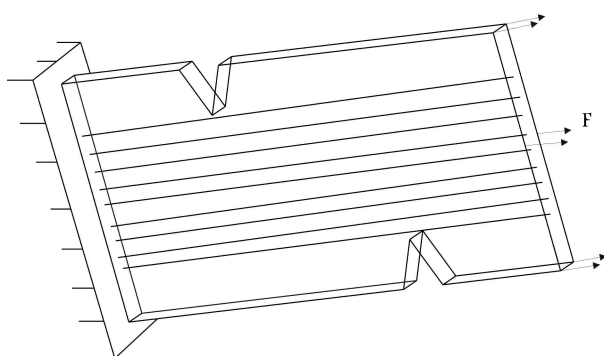
برای تقویت قطعه‌ی ناچ‌دار آلومینیومی با آلایاژ هوشمند از خواص رفتاری جدول ۳ برای مدل یک بعدی برینسون استفاده شده است. در شکل ۱۱ نتایج شبیه‌سازی نمودار تنش - کرنش آلایاژ هوشمند، بعد از بارگذاری و باربرداری برای حالت سوپرالاستیسیته نشان داده شده است. این نمودار نشان می‌دهد بعد از باربرداری و بعد از تجربه کردن

جدول ۱. معادلات انتقال درصد حجمی مارتنزیتی. [۱۸]

| R_k | $Y_K = \cos(\pi \frac{X_k}{X_k^b})$ | ξ | ξ_T | ξ_s |
|----------|---|-------------------|---|--|
| A | $Y_A = \cos(\pi \frac{T - A_s - \sigma / C_a}{A_f - A_s})$ | $\xi_s (Y_A + 1)$ | $\xi_T \frac{\xi_s}{\xi_s}$ | $\xi_s \frac{\xi_s}{\xi_s}$ |
| M_t | $Y_{M_t} = \cos(\pi \frac{T - M_s}{M_f - M_s})$ | $\xi_r + \xi_s$ | $\xi_T + \frac{(1 - \xi_s)}{2} (1 - Y_{M_t})$ | ξ_{s0} |
| M_{d1} | $Y_{M_{d1}} = \cos(\pi \frac{\sigma - \sigma_s - C_m(T - M_s)}{\sigma_f - \sigma_s})$ | $\xi_T + \xi_s$ | $\xi_T + \frac{1 - \xi_s}{1 - \xi_s}$ | $(\frac{1 - Y_{M_{d1}}}{2}) + \xi_{s0} (\frac{1 + Y_{M_{d1}}}{2})$ |
| M_{d2} | $Y_{M_{d2}} = \cos(\pi \frac{\sigma - \sigma_s}{\sigma_f - \sigma_s})$ | $\xi_T + \xi_s$ | $(\frac{1 - \xi_s}{2}) (1 - Y_{M_t}) + \xi_T \frac{1 - \xi_s}{1 - \xi_s}$ | $(\frac{1 - Y_{M_{d2}}}{2}) + \xi_{s0} (\frac{1 + Y_{M_{d2}}}{2})$ |
| M_{d3} | $Y_{M_{d3}} = \cos(\pi \frac{\sigma - \sigma_{s0}}{\sigma_f - \sigma_s})$ | $\xi_T + \xi_s$ | $\xi_T \frac{1 - \xi_s}{1 - \xi_s}$ | $(\frac{1 - Y_{M_{d3}}}{2}) + \xi_{s0} (\frac{1 + Y_{M_{d3}}}{2})$ |

جدول ۳. خواص آلیاژ هوشمند. [۱۸]

| مقدار | واحد | خواص |
|---|-----------------|----------------------------|
| $D_M = 10$ $D_A = 73.6$ | GPa | Moduli |
| $\sigma_s = 60$ $\sigma_f = 720$ | MPa | Transformation-stress |
| $Ca = 2.9$ $Cm = 2$ | $MPa/^{\circ}C$ | Stress-temperature |
| $\varepsilon l+ = 0.35$ $\varepsilon l- = 0.35$ | - | Transformation-strain |
| $\theta = 0.55$ | $MPa/^{\circ}C$ | Thermoelastic-modulus |
| $Mf = -110$ $Ms = -105$ $As = -104$ $Af = -90$ | $^{\circ}C$ | Transformation-temperature |



شکل ۱۲. شرایط مرزی قطعه ناچدار آلومینیومی تقویت شده با آلیاژ هوشمند.

کرنش 0.35° هیچ گونه کرنش پسماندی در ماده باقی نمی ماند. ماده در این حالت طی ایجاد یک حلقه هیستریزس به حالت اولیه بازمی گردد. نتایج شبیه سازی شکل ذکر شده مربوط به کد یومت ایجاد شده [۱۸] است که از شبیه سازی آزمون کششی در دمای صفر درجه به دست آمده است.

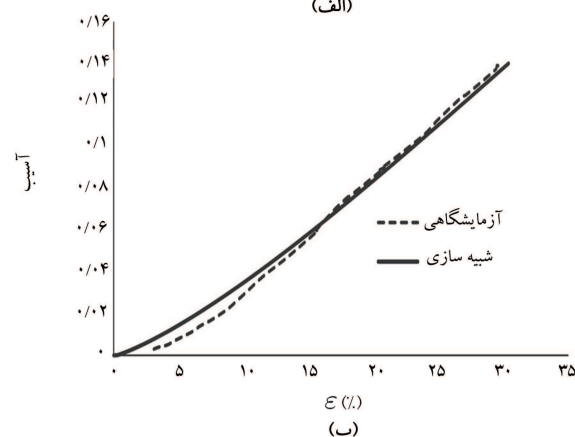
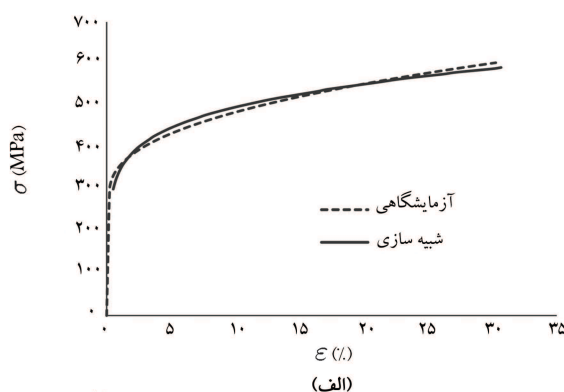
۵. بررسی عددی ساختار تقویت شده

در شکل ۱۲ شرایط مرزی و بارگذاری قطعه ناچدار در بارگذاری کششی نشان داده شده است. چنان که مشاهده می شود قطعه تحت بارگذاری کششی قرار گرفته و بر این اساس تأثیر وجود آلیاژ هوشمند بر رشد آسیب و تغییرات رفتاری ماده تقویت مورد بررسی قرار می گیرد.

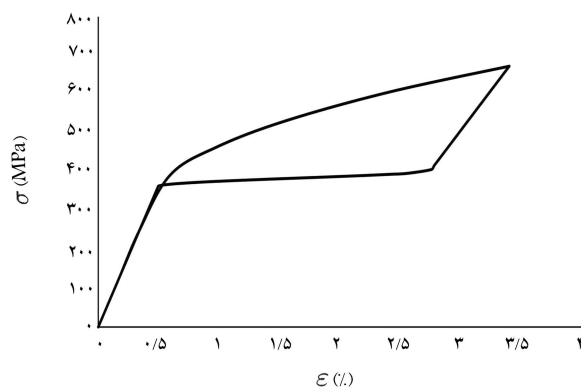
ابتدا باید نمودار تنش - کرنش آسیب آلومینیوم و نمودار تنش - کرنش آلیاژ هوشمند در شرایط سوپرلاستیک مشخص باشد. نتایج شبیه سازی نمودار تنش - کرنش آلیاژ هوشمند در شکل ۱۱ نشان داده شده است. همچنین نتایج شبیه سازی نمودار تنش - کرنش همراه با آسیب آلومینیوم طبق خواص آسیب جدول ۴ در شکل ۱۳ الف نشان داده شده است. نتایج شبیه سازی نمودار رشد آسیب برحسب کرنش نیز در شکل ۱۳ ب، نشان داده شده است. چنان که پیشتر بیان شد، رابطه ۱۶ مبین رشد آسیب غیرخطی است که در این نمودار نیز این رشد نشان داده شده است. از مقایسه نمودارهای شکل ۱۱ و ۱۳ الف، می توان دریافت که با ایجاد کرنش

جدول ۲. خواص آسیب فولاد SAE ۱۰۵۰. [۲۷]

| مقدار | خواص |
|------------|------------|
| $1/97 MPa$ | r |
| 1 | s |
| $138 GPa$ | E |
| 0.3 | v |
| 0.41 | n |
| $290 MPa$ | σ_y |
| $720 MPa$ | K |



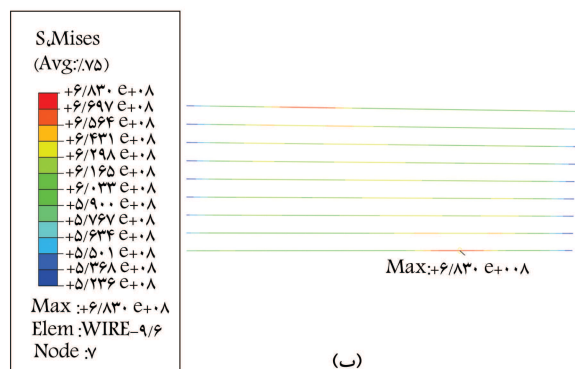
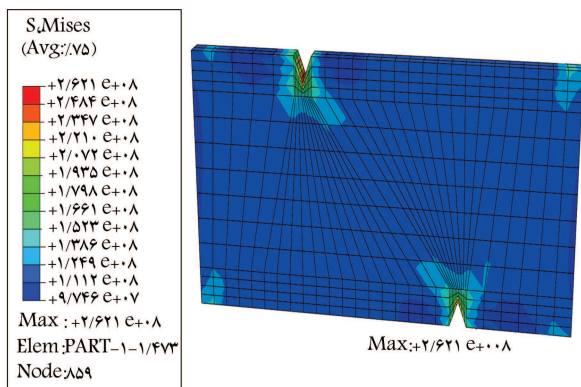
شکل ۱۰. مقایسه بین نتایج شبیه سازی و نتایج آزمایشگاهی برای رفتار همراه با آسیب نمودار تنش - کرنش و رشد آسیب فولاد SAE ۱۰۵۰ در بارگذاری کششی. [۲۷]



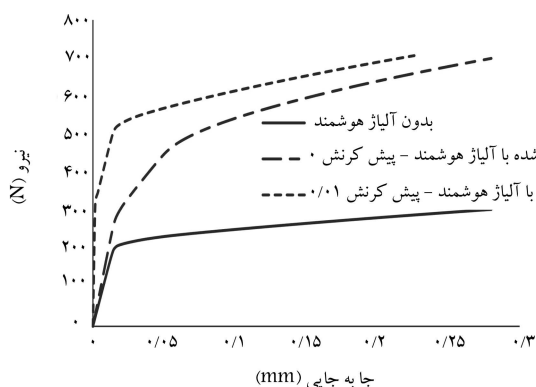
شکل ۱۱. نتایج شبیه سازی بارگذاری باربرداری کششی آلیاژ هوشمند با توجه به پارامترهای جدول $T = 0^{\circ}C$.

جدول ۴. خواص آسیب آلومینیوم ۵۷۵۴ AL۵۷۵۴ [۲۸]

| مقدار | خواص |
|------------|---|
| r | $0.18 MPa$ |
| s | ۱ |
| E | $92 GPa$ |
| v | 0.3 |
| σ_y | $(92 + K(1 - \exp(-\epsilon \epsilon_{eq}))) MPa$ |
| K | $250 MPa$ |

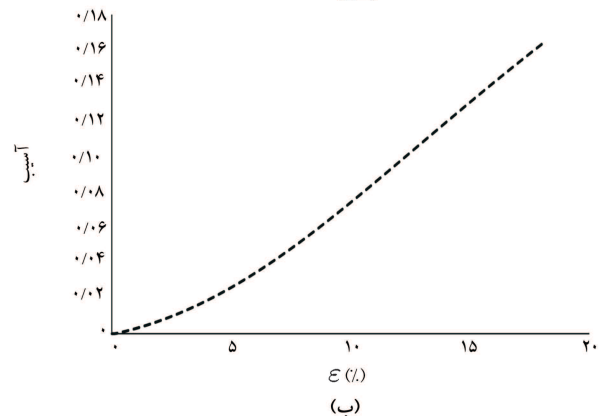
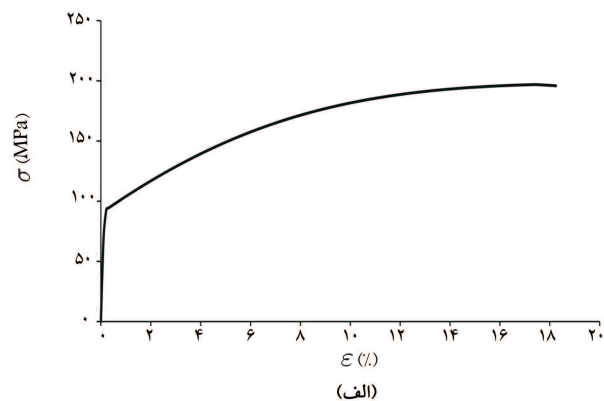


شکل ۱۴. توزیع تنش در آلومینیوم تقویت شده و آلیاژ هوشمند در بارگذاری کششی.



شکل ۱۵. مقایسه‌ی نمودار نیرو جابه‌جایی قطعه ناچ دار تقویت شده با آلیاژ هوشمند در حالت‌های مختلف تحت نیروی کششی $T = 0^\circ C$.

در کل ساختار ایجاد می‌کند. در واقع با تقویت کردن قطعه ناچ دار با آلیاژ هوشمند سطح تسلیم کل ساختار افزایش پیدا می‌کند و نمودار نیرو - جابه‌جایی به سمت بالا شیف‌ت پیدا می‌کند. همچنین با اعمال پیش کرنش در آلیاژ هوشمند این تغییرات افزایش پیدا می‌کند. به علت ایجاد پیش‌کرنش 0.1 در آلیاژ هوشمند بیشینه کرنش برگشت‌پذیر که 0.35 است به 0.25 کاهش می‌یابد. در نتیجه اگر جابه‌جایی اعمالی باعث تحمیل کرنش بیشتر از 0.35 در آلیاژ هوشمند شود، آلیاژ هوشمند کارایی سوپرکشسانی خود را از دست داده و کرنش خمیری پسماند در آن ایجاد خواهد شد. در شکل ۱۶ نمودار رشد آسیب المان نوک شکاف برحسب جابه‌جایی انتهای قطعه ناچ دار، در حالت‌های مختلف نشان داده شده است. چنان که مشاهده می‌شود، و نیز همان‌طور که در نمودارهای قبلی بررسی شد، وجود آلیاژ هوشمند در بستر قطعه ناچ دار علاوه بر جذب انرژی و شکست قطعه در بارگذاری‌های بالاتر،



شکل ۱۳. نتایج شبیه‌سازی برای رفتار همراه با آسیب نمودار تنش - کرنش و رشد آسیب آلومینیوم ۵۷۵۴ AL در بارگذاری کششی.

کششی 0.35 در کل ساختار قطعه ناچ دار، تنش برگشت‌ناپذیر $120 MPa$ در بستر آلومینیومی ایجاد می‌شود؛ این در حالی است که آلیاژ هوشمند تنش برگشت‌پذیر $620 MPa$ را تجربه می‌کند. در نتیجه وجود آلیاژ در بستر آلومینیومی تأثیر قابل محسوسی خواهد داشت.

در شکل ۱۴ الف، نتایج شبیه‌سازی توزیع تنش آلومینیوم ناچ دار تقویت شده با آلیاژ هوشمند، بعد از بارگذاری کششی نشان داده شده است. مشاهده می‌شود که نوک ترک به علت تمرکز تنش، تنش و متغیر آسیب بیشترین مقدار را دارد. همچنین شکل ۱۴ ب نشان‌گر نتایج شبیه‌سازی توزیع تنش آلیاژ هوشمند در بستر قطعه ناچ دار آلومینیومی بعد از بارگذاری کششی است.

در شکل ۱۵ نتایج شبیه‌سازی نمودار نیرو - جابه‌جایی قطعه ناچ دار تحت بارگذاری کششی در حالت‌های مختلف بدون آلیاژهای هوشمند، تقویت شده با آلیاژهای هوشمند و تقویت شده با آلیاژهای هوشمند از پیش تنیده شده را نشان می‌دهد. با توجه به شکل، وجود آلیاژ هوشمند به طور قابل ملاحظه‌یی تغییرات رفتاری

بحرانی خود نمی‌رسد. این رشد آسیب در هر دوره‌ی بارگذاری افزایش پیدا می‌کند و نهایتاً در یکی از دوره‌های بارگذاری به علت تجمع آسیب به مقدار بحرانی خود می‌رسد و بستر آلومینیومی دچار زوال می‌شود. نکته‌ی قابل توجه این است که در هر دوره‌ی بارگذاری آلیاژ هوشمند به صورت سوپرکشسانی عمل می‌کند، بنابراین در هر دوره طبق نمودار تنش - کرنش آلیاژ هوشمند شکل ۱۱ آلیاژ هوشمند یک حلقه‌ی هیستریزس را که باعث جذب انرژی زیادی می‌شود تجربه می‌کند. در نتیجه زمانی که آلومینیوم دچار زوال شده است آلیاژ هوشمند تعداد زیادی حلقه هیستریزس را تجربه کرده است که باعث جذب و اتلاف انرژی زیادی شده است.

۶. نتیجه‌گیری

کد یومت معادلات آسیب مدل لمیتره در نرم‌افزار آباکوس ایجاد شد. نتایج شبیه‌سازی و آزمایشگاهی خیلی نزدیک به هم بودند. قطعه‌ی ناچ‌دار آلومینیومی مسلح شده با آلیاژ هوشمند در نرم‌افزار آباکوس شبیه‌سازی شده و تحت بارگذاری طولی قرار گرفت. همچنین برای رفتار آلیاژ هوشمند از کد یومت معتبرسازی شده استفاده شد. نتایج شبیه‌سازی بارگذاری کششی حاکی از افزایش ۱۰۰ درصدی نیروی اعمالی برای جابه‌جایی در راستای طولی بارگذاری در حالت تقویت شده با آلیاژ هوشمند نسبت به حالت بدون آلیاژ هوشمند بود. همچنین باعث افزایش ۲۰ درصدی تأثیرات ذکر شده در حالت پیش‌کرنش ۱/۰ به آلیاژ هوشمند شده است.

نتایج شبیه‌سازی حاکی از کاهش قابل ملاحظه‌ی رشد متغیر آسیب به‌ازای نیروی اعمالی در راستای جابه‌جایی در حالت تقویت شده با آلیاژ هوشمند نسبت به حالت بدون آلیاژ هوشمند بوده است. همچنین ایجاد پیش‌کرنش به آلیاژ هوشمند تأثیرات ذکر شده را افزایش می‌دهد.

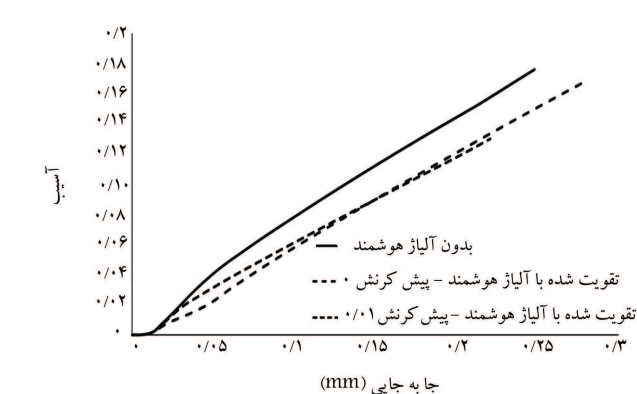
مواد تقویت شده با آلیاژ هوشمند در پاسخ به آلیاژهای هوشمند مختلف رفتارهای متفاوتی دارند. ایجاد پیش‌کرنش در آلیاژ هوشمند با اثر سوپرکشسانی در صورتی باعث کاهش آسیب بحرانی می‌شود که شیب نمودار تنش - کرنش در ناحیه‌ی استحاله‌ی فاز آستنیت به مارتزیت صفر نباشد، در نتیجه هرچه شیب این ناحیه بیشتر باشد پیش‌کرنش تأثیر بیشتری بر کاهش رشد آسیب و افزایش مقاومت قطعه در بارگذاری‌های بالاتر دارد.

تقویت موادی نظیر آلومینیوم با آلیاژهای هوشمند تا لحظه‌ی شکست مناسب برای بارگذاری‌های دوره‌یی است، به دلیل این‌که بیشینه کرنش برگشت‌پذیر با ایجاد حلقه هیستریزس برای آلیاژ هوشمند در حدود ۸٪ است ولی بیشینه کرنش تا لحظه‌ی زوال آلومینیوم تا ۳۰٪ هم گزارش شده است. بنابراین در سازه‌هایی که آلیاژ هوشمند تحت تأثیر کرنش بیشتر از ۸٪ نشود تا آخرین دوره‌ی بارگذاری که بستر ماده تقویت شده با آلیاژ هوشمند بر اثر تجمع آسیب دچار زوال می‌شود آلیاژ هوشمند به صورت فعال حضور خواهد داشت.

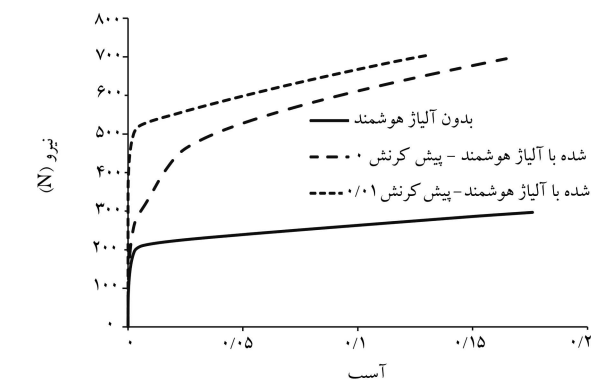
نتایج شبیه‌سازی نشان داد وجود آلیاژ هوشمند در بستر قطعه‌ی ناچ‌دار علاوه بر جذب انرژی و شکست قطعه در بارگذاری‌های بالاتر نرخ رشد آسیب ماده تقویت شده را نیز کاهش می‌دهد.

پانویس‌ها

1. lode-dependent enhanced lemaître model



شکل ۱۶. تأثیر وجود آلیاژ هوشمند بر کاهش نرخ رشد آسیب بحرانی‌ترین المان در بارگذاری کششی $T = 0^\circ C$.



شکل ۱۷. مقایسه‌ی نمودار نیرو - آسیب بحرانی‌ترین المان قطعه‌ی ناچ‌دار تقویت شده با آلیاژ هوشمند در حالت‌های مختلف تحت نیروی کششی $T = 0^\circ C$

نرخ رشد متغیر آسیب ماده‌ی تقویت شده را نیز کاهش می‌دهد. همچنین پیش‌کرنش در آلیاژ هوشمند تأثیری بر کاهش نرخ رشد آسیب ندارد.

در شکل ۱۷ رشد آسیب نوک شکاف قطعه‌ی ناچ‌دار به ازای نیروی اعمالی در بارگذاری کششی نشان داده شده است. نتایج شبیه‌سازی حاکی از آن است که در حالت تقویت شده با آلیاژ هوشمند برای رسیدن به مقدار رشد آسیب در حالت بدون آلیاژ هوشمند نیاز به نیروی بیشتری است که نشان از کاهش رشد آسیب در این‌گونه ساختارهاست. همچنین چنان‌که قبلاً ذکر شد وجود پیش‌کرنش در آلیاژ هوشمند این تأثیرات را شدت می‌بخشد.

نکته‌ی مهمی که از این نتایج می‌توان برداشت کرد این است که با وجود زوال نوک شکاف قطعه‌ی ناچ‌دار، آلیاژ هوشمند هنوز به صورت فعال در ساختار حضور دارد و خاصیت سوپرلاستیسیتی در آن همچنان پابرجاست. در نتیجه اگر قطعه‌ی آلومینیومی بدون ناچ باشد تمرکز تنش در آن وجود نخواهد داشت و فقط آسیب ناشی از کرنش خمیری مقداری رشد می‌کند ولی به مقدار بحرانی خود نمی‌رسد. در این صورت می‌توان به آلومینیوم تقویت شده با آلیاژ هوشمند بارگذاری سیکلی اعمال کرد. یعنی در هر بارگذاری مقداری متغیر آسیب رشد می‌کند ولی به مقدار

2. fortran composer

منابع (References)

1. Bonora, N., Gentile, D., Pironi, A. and et al. "Ductile damage evolution under triaxial state of stress theory and experiments", *International Journal of Plasticity*, **21**(5), pp. 981-1007 (2005).
2. Kachanov, L.M. "Time of the rupture process under creep conditions", **8**, pp. 26-31 (1986).
3. Chaboche, J. L. "Continuum damage mechanics: part II-growth crack initiation", *Journal Applied Mechanics*, **55**(1), pp. 65-72 (1988).
4. Wang, T. J. "Unified CDM model and local criterion for ductile fracture-I", *Unified CDM Model for Ductile Fracture Engineering Fracture Mechanic*, **42**(1), pp. 117-183 (1992).
5. Lemaitre, J. "A continuous damage mechanics model for ductile fracture", *Journal Engineering Materials and Technology*, **101**(1), pp. 83-89 (1985).
6. Rosuseer, G. "Finite deformation constitutive relations including ductile damage", In: *Proceeding of the IUTAM Symposium on Three Dimensional Constitutive Relation and Ductile Fracture*, Amsterdam. North-Holland, (1981).
7. Cao, T. S., Gachet, J. M., Montmitonnet, P. and et al. "A lode-dependent enhanced lemaître model for ductile fracture prediction at low stress triaxiality", *Engineering Fracture Mechanics*, **124**, pp. 80-96 (2014).
8. Songyun. Ma. and Huang, Yuan. "Computational investigation of multi-axial damage modeling for porous sintered metals with experimental verification", *Engineering Fracture Mechanics*, **149**(Supplement C), pp. 89-110 (2015).
9. vaz Jr, M., munoz-Rojas, P. A., Cardoso, E. L. and et al. "Considerations on parameter identification and material response for gurson-type and lemaître-type constitutive models", *International Journal of Mechanical Sciences*, **106**(Supplement C), pp. 254-265 (2016).
10. Olander, A. "An electrochemical investigation of solid cadmium-gold **54**(10), alloys", *Journal of the American Chemical Society*, 3819-3833 (1932). pp.
11. Geninger, A. B. and Mooradian, V. G. "Strain Transformation in Metastable Beta Copper-Zinc and Beta Copper-Ti Alloys, AIME TRANS", **128**, pp. 337-368 (1938).
12. Kurdjumov, G. and Khandros, L. *First reports of the thermoelastic behaviour of the martensitic phase of Au-Cd alloys*, *Doklady Akademii Nauk SSSR*, **66**(2), pp. 211-214 (1949).
13. Chang, L. and Read, T. *Behavior of the Elastic Properties of AuCd*, Trans Met Soc AIME, **191**, p. 47 (1951).
14. Buehler, W. J., Gilfrich, J. and Wiley, R. "Effect of low-temperature phase changes on the mechanical properties of alloys near composition tiNi" *Journal of Applied Physics*, **34**(5), pp. 1475-1477 (1962).
15. Eun-Ho, K., Jin-Ho, R. and In-Lee. "Numerical analysis of SMA hybrid composite plate subjected to low-velocity impact", *KSAS International journal* (2007).
16. Aurrekoetxea, J., Zurbitu, J., Ortiz de Mendibil, I. and et al. "Effect of superelastic shape memory alloy wires on the impact behavior of carbon fiber reinforced in situ polymerized poly (butylene terephthalate) composites", *Materials Letters* **65**, PP. 863-865 (2011).
17. Kyung Lee, J. "AE characteristic of the damage Behavior of TiNi/Al6061 SMA composite", **60**(3), pp. 255-263 (2003).
18. Poorasadion, S., Arghavani, J. Naghdabadi, R. and et al. "An improvement on the Brinson model for shape memory alloys with application to two-dimensional beam element", *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, **25**(15):1905-20 (2013).
19. Tasan, C., Hoefnagels, J., Louws, L. and et al. "Experimental - Numerical analysis of the indentation - based damage characterization methodology", *Appl Mech Mater*, **13** pp. 60-155 (2008).
20. piechnik, S. and Pachla, H. "Law of continuous damage parameter for non-ageing materials", *J. Eng. Fract. Mech* (1979).
21. De Souza Neto, E.A. *Computational Methods for Plasticity*, John Wiley (2008).
22. Lemaitre, J. *A Course on Damage Mechanics*, Springer Verlag Berlin (1992).
23. Stoeckel, D. "The shape memory effect phenomenon, alloys and applications", *Nitinol Devices and Components Inc*, 47533 westing-house Drive Fremont, California 94539, pp. 1-13 (1995).
24. Brinson, L. "One-dimensional constitutive behavior of shape memory alloys: thermomechanical derivation with non-constant material functions and redefined martensite internal variable", *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*, **4**(2), pp. 229-242 (1993).
25. Tanaka, K. "A thermomechanical sketch of shape memory effect" *One-Dimensional Tensile Behavior, Res Mech*, **18**(3), pp. 251-263 (1986).
26. Liang, C. and Rogers, C.A., "One-dimensional thermomechanical constitutive relations for shape memory materials", *Journal of intelligent material systems and structures*, **1**(2), pp. 207-234, (1990).
27. Lesley, R. and Pericles. S. "Ductile fracture characterization for medium carbon steel using continuum damage mechanics", *Materials Sciences and Applications*, **3**(11), pp. 745-755 (2014).
28. Fayolle, S. and Bouchard, P. O. "Joining and mechanical strength of self-piercing riveted structure - numerical modeling and experimental validation", pp. 813-814 (2007).