



دانشگاه فردوسی مشهد

دانشکده مهندسی

گروه مهندسی مواد و متالورژی

بررسی اثر پورتوین - لوشاتلیه در آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۳ با استفاده از
آزمون‌های فروروندگی

استاد راهنما:

دکتر ابوالفضل رضائی بزازی

توسط:

امیر صیاحی

پایان نامه برای دریافت درجه‌ی کارشناسی ارشد

در مهندسی مواد و متالورژی

شهریور ۹۰

با تشکر از استاد محترم جناب آقای دکتر رضائی بنزاز

که در تمامی مراحل راهنمای اینجانب بودند.

سپاس فراوان از خواهر مهربانم که همواره و در هر

لحظه همراه و پشتیبانم بود

که برایش بهترین و نیک‌ترین‌ها را آرزو منددم.

تقدیم به پدر و مادر عزیزم

چرا که ستودنی است آن همه عطوفت و دل‌سوزی که

همچون رنگین‌کمانی بر سراسر زندگی‌ام نقش بسته است.

چکیده

اثر پورتوین-لوشاتلیه یا پیر کرنشی دینامیکی، یک منحنی تنش-کرنش دنداندار را توصیف می‌کند، به گونه‌ای که مواد مهندسی خاصی این رفتار را در حین تغییر شکل مومسان متحمل می‌شوند. این پدیده هنگامی که اتم‌های حل شونده از قابلیت تحرک مناسبی برخوردار باشند؛ ظاهر می‌شود. در نتیجه اتم‌ها می‌توانند با قرار گرفتن در یک هسته نابجایی آن‌ها را قفل کنند و در ادامه با افزایش نیرو این مانع از بین می‌رود. در تحقیق حاضر برای بررسی رفتار این ناپایداری پلاستیکی آلیاژ آلومینیومی از سری $6XXX$ (Al-Mg-Si) رده ۶۰۶۳ انتخاب گردید. در ابتدا بر روی نمونه‌ها عملیات حرارتی همگن سازی و سپس محلول سازی جهت ایجاد یک محلول فوق اشباع و در ادامه دو فرآیند متفاوت پیرسازی انجام شد. مطالعات توسط آزمایش‌های فروروندگی (فرورونده ویکرز و راکول) و کششی به ترتیب در نرخ‌های بارگذاری و کرنشی مختلفی بر روی نمونه‌های تهیه شده با ابعادی خاص انجام پذیرفت. در ادامه با استفاده از آنالیز عددی نتایج و به کمک یک سری روابط ریاضی، داده‌ها تحلیل شدند و وابستگی پارامترهای گوناگون به یکدیگر بررسی گردیدند. نتایج بسیار مناسب و قابل قبولی به علت حضور این اثر، به صورت پله‌هایی در اندازه و اشکال مختلف بر روی منحنی‌های نیرو بر حسب عمق فروروندگی ایجاد گردید؛ که با آزمایش‌های کششی مشابه با آن مطابقت می‌کنند. به علاوه فرا پیرسازی، افزایش نرخ کرنش و بارگذاری سبب شد تا از تعداد گام‌ها کاسته شود.

فهرست مطالب

صفحه	عنوان
۱.....	فصل اول.....
۳.....	فصل دوم.....
۳.....	۱-۲- معرفی اثر پورتوین- لوشاتلیه.....
۳.....	۱-۱-۲ پدیده نقطه تسلیم و باندهای لودرز.....
۷.....	۲-۱-۲- پیرسازی کرنشی.....
۸.....	۳-۱-۲- پیرسازی کرنشی دینامیک.....
۱۵.....	۲-۲- روش اندازه گیری عمق فروروندگی.....
۲۰.....	۳-۲- پدیده ناپایداری های مومسان در آزمون های فروروندگی.....
۲۶.....	۴-۲- ناپایداری های مومسان آلیاژهای فلزی در حین آزمون کشش.....
۲۷.....	۵-۲- ضریب حساسیت به نرخ کرنش منفی در حضور اثر پورتوین- لوشاتلیه.....
۳۰.....	۶-۲- روش های مشاهده باندهای مرتبط با اثر PLC.....
۳۱.....	۷-۲- گونه های مختلف اثر پورتوین- لوشاتلیه در آزمایش های کشش.....
۳۱.....	۱-۷-۲ نوع A.....
۳۲.....	۲-۷-۲ نوع B.....
۳۳.....	۳-۷-۲ نوع C.....
۳۴.....	۸-۲- تأثیر ویژگی های سطح نمونه.....
۳۴.....	۱-۸-۲- تأثیر بر منحنی های تنش-کرنش.....
۳۵.....	۲-۸-۲- تأثیر بر سرعت گسترش باندهای PLC.....
۳۶.....	۹-۲- دامنه رخ داد اثر پورتوین- لوشاتلیه.....

۴۲	۱۰-۲- چگونگی تأثیر پیر سازی بر اثر PLC
۴۴	۱۱-۲- اثر پورتوین - لوشاتلیه و غلظت بحرانی مورد نیاز از اتم‌های حل شونده
۴۶	فصل سوم
۴۶	۱-۳- مواد
۴۸	۲-۳- عملیات‌های حرارتی
۴۹	۳-۳- آزمایش‌های فروروندگی و کشش
۵۲	فصل چهارم
۵۲	۱-۴- نتایج آزمایش نمونه‌های مجموعه ۱
۵۲	۱-۱-۴- نتایج حاصل از آزمایش‌های فرورونده راکول
۵۹	۲-۱-۴- نتایج آزمایش فرورونده ویکرز
۶۴	۳-۱-۴- نتایج آزمایش‌های کشش
۶۷	۲-۴- نتایج آزمایش نمونه‌های مجموعه ۲
۶۷	۱-۲-۴- نتایج حاصل از آزمایش‌های فرورونده ویکرز
۷۲	۲-۴-۲- نتایج آزمایش‌های کشش
۷۵	فصل پنجم
۷۵	۱-۵- بحث درباره نتایج آزمایش‌های مجموعه ۱
۷۵	۱-۱-۵- آزمایش‌های فرورونده راکول و ویکرز
۷۸	۱-۲-۵- آزمایش‌های کشش
۸۱	۲-۵- بحث درباره نتایج آزمایش‌های مجموعه ۲
۸۱	۱-۲-۵- آزمایش‌های فرورونده ویکرز
۸۴	۲-۲-۵- آزمایش‌های کشش
۸۶	فصل ششم
۸۸	مراجع

فهرست جدول‌ها

عنوان	صفحه
جدول ۱-۲. هندسه فرورونده با توصیف رابطه مربوط به سطح (A) و پارامترهای فرورونده‌های مختلف	۲۱.....
جدول ۱-۳. ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۳ با استفاده از آزمون کوانتومتری	۴۶.....
جدول ۱-۵. نیرو بحرانی آغاز ناپایداری پورتوین- لوشاتلیه و تعداد پله‌های حاصل از این پدیده در نرخ‌های بارگذاری مختلف برای دو فرورونده راکول و ویکرز، مربوط به نمونه‌های فرورندگی مجموعه ۱	۷۸.....
جدول ۲-۵. تنش، کرنش و زمان بحرانی آغاز ناپایداری پورتوین- لوشاتلیه در نرخ‌های کرنش اعمالی مختلف برای آزمایش‌های کششی نمونه‌های مجموعه ۱	۷۹.....
جدول ۳-۵. نیروی بحرانی آغاز ناپایداری پورتوین- لوشاتلیه و تعداد پله‌ها حاصل از این اثر در نرخ‌های بارگذاری مختلف برای فرورونده ویکرز، مربوط به نمونه‌های فرورندگی مجموعه ۲	۸۲.....

فهرست شکل‌ها

عنوان	صفحه
شکل ۱-۲ (الف) منحنی تنش- کرنش برای یک فلز که نشان دهنده یک نقطه تسلیم تیز است. (ب) منحنی تنش- کرنش برای فلزی که نقطه تسلیم تیز را نشان نمی‌دهد	۵
شکل ۲-۲ گسترش باندهای لودرز در یک نمونه آزمایش کشش توسط حرکت به دو انتهای نمونه	۵
شکل ۳-۲ منحنی تنش- کرنش برای پیرسازی کرنشی. (الف) در نقطه C بار از روی نمونه برداشته شده است و مجدداً پس از یک دوره کوتاه زمانی (چند ساعت) بارگذاری شده است. (ب) بار در نقطه C برداشته شده و نمونه مجدداً پس از مدت طولانی (چند ماه) بارگذاری شده است	۸
شکل ۴-۲ تغییرات تنش تسلیم (۰/۲ درصد کرنش) با دما در تیتانیوم تجاری	۱۰
شکل ۵-۲ آلیاژهای آلومینیوم در دمای محیط شدیداً تحت تأثیر پیرسازی کرنشی دینامیک هستند. دقت کنید که ضریب حساسیت به کرنش در آلیاژ S-T ۶۰۶۱، یک مینیمم درست در زیر دمای محیط دارد	۱۰
شکل ۶-۲ ناپیوستگی‌ها در سیلان مومسان، یکی از جنبه‌های عمومی پیرسازی کرنشی دینامیک است. در این شکل، یکی از انواع پله پله ای بودن این دیاگرام‌ها دیده می‌شود	۱۱
شکل ۷-۲ در محدوده دمایی پیرسازی کرنشی دینامیک، سرعت کار سختی می‌تواند مستقل از نرخ کرنش شود. این شکل، منحنی‌های تنش-کرنش در مورد سه نمونه تیتانیومی که در دمای ۷۶۰ K تحت سه نرخ کرنش متفاوت قرار داشته‌اند را نشان می‌دهد	۱۲
شکل ۸-۲ نمودار تنش- کرنش حقیقی برای آلیاژ آلومینیوم ۵۷۵۴ (همگن شده در دمای ۴۵۰°C به مدت ۲ ساعت) در دماها و نرخ‌های کرنش مختلف	۱۴
شکل ۹-۲ منحنی تنش-کرنش حقیقی آلیاژ آلومینیوم ۵۷۵۴ در $\dot{\epsilon} = 6 \times 10^{-4} s^{-1}$ (a) ابتدا نمونه در دمای ۴۵۰°C به مدت ۲ ساعت همگن شده و سپس تا کرنش حقیقی ۰/۱۵ در دمای ۲۲۳ K مورد آزمایش کشش قرار گرفته است. (b) بارگذاری مجدد در دمای محیط	۱۴
شکل ۱۰-۲ طرح کلی نوک فرورونده در تماس با ذرات و لایه‌های مختلف. فرورونده در هر مرحله تماس با شکل‌های متفاوتی از مواد گوناگون، ویژگی‌های مکانیکی مربوط به هر ناحیه را ارائه می‌کند	۱۵
شکل ۱۱-۲ شما تیک کلی یک منحنی نیرو- عمق فرورندگی (F-h)	۱۶

شکل ۲-۱۲ نمودارهای نیرو-عمق فروروندگی برای آلیاژهای مختلف آلومینیوم در آزمایش‌های میکرو سختی دینامیکی ۲۱

شکل ۲-۱۳ نمودار بار- عمق فروروندگی در نرخ بارگذاری $\dot{F} = 10 \text{ N/s}$ ، برای آلیاژ $\text{Al-}3/6\text{Mg}$ ، نمونه‌ها به منظور عملیات حرارتی محلول‌سازی به مدت ۳۰ دقیقه در 400°C قرار گرفته و سپس در آب کوئنچ گردیده‌اند ۲۲

شکل ۲-۱۴. تحلیل عددی شکل ۲-۱۳ به صورت افزایش بار ΔF به عنوان تابعی از بار برای فرورونده‌های مخروطی با دو نیم زاویه مخروط 62° ، $\phi = 71$ ۲۴

شکل ۲-۱۵ نمودار افزایش تنش به عنوان تابعی از کرنش برای فرورونده‌های متفاوت، کلیه نمونه‌ها از آلیاژ $\text{Al-}3/6\text{Mg}$ انتخاب شدند و برای عملیات حرارتی محلول‌سازی به مدت ۳۰ دقیقه در 400°C قرار گرفته و سپس در آب کوئنچ گردیده‌اند ۲۶

شکل ۲-۱۶ الگوی کلی نمودار N شکل تنش- نرخ کرنش ($\sigma-\dot{\epsilon}$) در آلیاژهایی که ناپایداری‌های مومسان از نوع PLC را نمایش می‌دهند ۲۷

شکل ۲-۱۷ نمودار تنش- کرنش حقیقی آلیاژ آلومینیوم ۵۱۸۲ در دماهای متفاوت ۲۸

شکل ۲-۱۸ تغییرات ضریب حساسیت به نرخ کرنش (m) با کرنش در سه دمای مختلف برای آلیاژ آلومینیوم ۵۱۸۲. نقاط توخالی از طریق آزمایش‌های کشش در نرخ‌های کرنش مختلف حاصل شده، در حالی که خطوط منحنی از آزمون‌هایی در نرخ کرنش ثابت بدست آمده‌اند ۲۹

شکل ۲-۱۹ تغییرات ضریب حساسیت نرخ کرنش با درجه حرارت ۲۹

شکل ۲-۲۰ اصول روش الگوی تداخل سنجی دیجیتالی نقاط متحرک و طریقه پردازش داده‌ها ۳۱

شکل ۲-۲۱ ویژگی‌های نوع A اثر PLC برای آلیاژ آلومینیوم ۲۰۱۷ همگن شده در دمای 723 K به مدت ۴ ساعت (a)

نمودار تغییرات تنش بر حسب زمان در نرخ کرنش $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. (b) مقطعی از نمودار تنش- زمان مربوط به قسمت (a). (c) گسترش پیوسته باندهای نوع A در رابطه با پراش ایجاد شده در قسمت (b) که این مشاهدات توسط روش DSPI انجام پذیرفت ۳۲

شکل ۲-۲۲ ویژگی‌های نوع B اثر PLC برای آلیاژ آلومینیوم ۲۰۱۷ همگن شده در دمای 723 K به مدت ۴ ساعت (a)

نمودار تغییرات تنش بر حسب زمان در نرخ کرنش $\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. (b) مقطعی از نمودار تنش- زمان مربوط به قسمت (a). (c) گسترش پیوسته باندهای نوع B در رابطه با پراش ایجاد شده در قسمت (b) که این مشاهدات توسط روش DSPI انجام پذیرفت ۳۳

- شکل ۲-۲۳ ویژگی‌های نوع C اثر PLC برای آلیاژ آلومینیوم ۲۰۱۷ همگن شده در دمای ۷۲۳ K به مدت ۴ ساعت (a)
- نمودار تغییرات تنش بر حسب زمان در نرخ کرنش $\dot{\epsilon} = 10^{-5} s^{-1}$. (b) مقطعی از نمودار تنش-زمان مربوط به قسمت (a).
- (c) گسترش پیوسته باند نوع C در رابطه با پراش ایجاد شده در قسمت (b) که این مشاهدات توسط روش DSPI انجام پذیرفت..... ۳۴
- شکل ۲-۲۴ مقایسه نمودار تنش-کرنش دو نمونه پولیش شده و پولیش نشده در دمای ۶۰°C و نرخ کرنش $10^{-5} \times 3$ برای آلیاژ آلومینیوم ۵۱۸۲..... ۳۵
- شکل ۲-۲۵ تأثیر سطح نمونه بر روی سرعت گسترش باندهای PLC در دمای ۰°C و نرخ تنش ۱/۱ MPa برای آلیاژ آلومینیوم ۵۱۸۲..... ۳۶
- شکل ۲-۲۶ نمودار تغییرات لگاریتم نرخ کرنش بر حسب معکوس دما در آلیاژ آلومینیوم ۵۱۸۲. خط ممتد نشان دهنده مرز بین مناطق حضور و عدم حضور اثر PLC در نتایج تئوری و خط چین بیانگر همان مرز برای نتایج آزمایشگاهی است..... ۳۸
- شکل ۲-۲۷ دامنه رخ داد اثر PLC در رابطه با تغییرات لگاریتم نرخ تنش بر حسب معکوس دما در آلیاژ آلومینیوم ۵۱۸۲. نقاط توپر نشان دهنده مناطق حضور این اثر می‌باشند..... ۳۸
- شکل ۲-۲۸ تغییرات کرنش بحرانی به صورت تابعی از نرخ کرنش در محدوده دمای صفر تا ۱۰۰°C به همراه گونه‌های مختلف اثر PLC (A, B, C) در آلیاژ آلومینیوم ۵۱۸۲..... ۳۹
- شکل ۲-۲۹ تغییرات کرنش بحرانی به صورت تابعی از نرخ تنش در درجه حرارت‌های بین صفر تا ۱۰۰°C در آلیاژ آلومینیوم ۵۱۸۲..... ۴۰
- شکل ۲-۳۰ شرایط خاص نرخ کرنش اعمالی و کرنش مورد نیاز برای حضور گام‌های اثر PLC در آلیاژ Al-۳Mg همگن شده در دمای ۱۲۰°C به مدت ۲ ساعت. منطقه داخل منحنی (که اکثراً در مقادیر کرنش پایین واقع شده است) نشان دهنده محدوده‌ای است که منحنی‌های تنش-کرنش مسطح هستند..... ۴۱
- شکل ۲-۳۱ تأثیر پیرسازی طبیعی روی میکرو سختی و یکرز در آلیاژ Al-۱/۹Mg - ۵/۷Zn در دمای ۴۷۰°C به مدت ۳۰ دقیقه همگن، سپس جهت فوق اشباع شدن در آب کوئنچ گردیده است..... ۴۲
- نمودار ۲-۳۲ تغییرات نیرو بر حسب عمق فروروندگی برای آلیاژی از Al-۱/۹Mg - ۵/۷Zn در دمای اتاق و زمان‌های مختلف پیر سازی (در ارتباط با شکل ۲-۳۱)..... ۴۳

شکل ۲-۳۳ تصاویر ریز ساختار آلومینیوم ۵۷۵۴ (همگن شده در 500°C به مدت ۵ ساعت) به کمک میکروسکوپ الکترونی عبوری: (a) درست پس از کوئچ در آب، (b) پیرسازی شده در دمای محیط به مدت ۶۰۰ ساعت، (c) پیرسازی شده در دمای 140°C به مدت ۶۰۰ ساعت، (d) پیرسازی شده ابتدا در دمای محیط به مدت ۱۲۰ ساعت و سپس در دمای 140°C در زمان ۱۲۰ ساعت..... ۴۴

شکل ۲-۳۴ منحنی های نیرو- عمق فرورندگی برای غلظت های مختلفی از منیزیم در آلیاژهای Al-Mg..... ۴۵

شکل ۳-۱ طرح کلی نمونه فرورندگی (DSI)..... ۴۷

شکل ۳-۲ جزئیات ابعادی نمونه های کشش، برگرفته از استاندارد ASTM: E8۰M-04 (کلیه اعداد بر حسب میلی متر می باشند)..... ۴۷

شکل ۳-۳ دستگاه کششی Universal Zwick-Z250 و نمونه کششی مربوطه..... ۵۰

شکل ۳-۴ طرح کلی دستگاه فرورندگی و قسمت های مربوط به آن با به کار گیری دستگاه کشش Universal Zwick-Z250..... ۵۱

شکل ۴-۱ بخشی از نمودار تغییرات نیرو به صورت تابعی از عمق فرورندگی برای فرورنده راکول در نرخ های مختلف بارگذاری، نمونه در دمای محیط به مدت ۴۸ ساعت پیرسازی شده..... ۵۳

شکل ۴-۲ نمودار تغییرات عمق فرورندگی فرورنده راکول به صورت تابعی از زمان در نرخ های بارگذاری مختلف، نمونه در دمای محیط به مدت ۴۸ ساعت پیرسازی شده اند..... ۵۴

شکل ۴-۳ مقطعی از نمودار تغییرات نیرو به صورت تابعی عمق فرورندگی در نمونه آزمایش شده توسط فرورنده راکول با نرخ بارگذاری $\dot{F} = 30 \text{ mN/s}$ ۵۴

شکل ۴-۴ منحنی های تغییرات اختلاف نیرو بر حسب نیروی رخ داد ناپایداری PLC در نرخ های مختلف بارگذاری، برای فرورنده راکول، مربوط به آنالیز عددی شکل ۴-۱..... ۵۵

شکل ۴-۵ نمودار تغییرات نیرو بر حسب زمان برای فرورنده راکول در نرخ های مختلف بارگذاری، به همراه خطوط Trend Line تطبیق داده شده توسط نرم افزار Microsoft Excel، نمونه در دمای محیط به مدت ۴۸ ساعت پیرسازی شده است..... ۵۷

شکل ۴-۶ منحنی های نرخ کرنش بر حسب زمان رخ داد ناپایداری PLC در نرخ های مختلف بارگذاری، برای فرورنده راکول، مربوط به آنالیز عددی شکل ۴-۱..... ۵۷

شکل ۴-۷ منحنی های تغییرات کرنش ابتدایی بر حسب زمان رخ داد ناپایداری PLC در نرخ های مختلف بارگذاری، آزمایش شده توسط فرورنده راکول..... ۵۸

شکل ۴-۸ رابطه بین مدت زمان رخ داد گام‌های ناپایداری پورتوین- لوشاتلیه و زمان انتظار t_w برای فرورونده را کول در سه نرخ مختلف فروروندگی به همراه خطوط مشخصه Trend line تطبیق داده شده توسط نرم افزار Microsoft Excel ۵۸

شکل ۴-۹ نمودار تغییرات نیرو به صورت تابعی از عمق فروروندگی برای فرورونده ویکرز در نرخ‌های مختلف بارگذاری، نمونه در دمای محیط به مدت ۴۸ ساعت پیرسازی شده است ۶۰

شکل ۴-۱۰ نمودار تغییرات عمق فروروندگی فرورونده ویکرز به صورت تابعی از زمان در نرخ‌های بارگذاری مختلف، نمونه در دمای محیط به مدت ۴۸ ساعت پیرسازی شده‌اند ۶۰

شکل ۴-۱۱ منحنی‌های تغییرات اختلاف نیرو بر حسب نیروی رخ داد ناپایداری PLC در نرخ‌های مختلف بارگذاری، برای فرورونده ویکرز، مربوط به آنالیز عددی شکل ۴-۹ ۶۱

شکل ۴-۱۲ نمودار تغییرات نیرو بر حسب زمان برای فرورونده ویکرز در نرخ‌های مختلف، به همراه خطوط Trend Line تطبیق داده شده توسط نرم افزار Microsoft Excel، نمونه در دمای محیط به مدت ۴۸ ساعت پیرسازی شده است ۶۲

شکل ۴-۱۳ منحنی‌های نرخ کرنش بر حسب زمان رخ داد ناپایداری PLC در نرخ‌های مختلف بارگذاری، برای فرورونده ویکرز، مربوط به آنالیز عددی شکل ۴-۹ ۶۲

شکل ۴-۱۴ منحنی‌های تغییرات کرنش ابتدایی بر حسب زمان رخ داد ناپایداری PLC در نرخ‌های مختلف بارگذاری، آزمایش شده برای فرورونده ویکرز ۶۳

شکل ۴-۱۵ رابطه بین مدت زمان رخ داد گام‌های ناپایداری پورتوین- لوشاتلیه و زمان انتظار t_w برای فرورونده ویکرز در سه نرخ مختلف فروروندگی به همراه خطوط مشخصه Trend line تطبیق داده شده توسط نرم افزار Microsoft Excel ۶۳

شکل ۴-۱۶ منحنی تنش - کرنش حقیقی نمونه کششی در نرخ کرنش $S^{-1} \cdot 10^{-2}$ ، نمونه در دمای محیط به مدت ۴۸ ساعت پیرسازی شده است ۶۵

شکل ۴-۱۷ منحنی تنش - کرنش حقیقی نمونه کششی در نرخ کرنش $S^{-1} \cdot 10^{-3}$ ، نمونه در دمای محیط به مدت ۴۸ ساعت پیرسازی شده است ۶۵

شکل ۴-۱۸ منحنی تنش - کرنش حقیقی نمونه کششی در نرخ کرنش $S^{-1} \cdot 10^{-4}$ ، نمونه در دمای محیط به مدت ۴۸ ساعت پیرسازی شده است ۶۶

شکل ۴-۱۹ منحنی‌های تنش - کرنش حقیقی برای آزمایش‌های کششی در نرخ‌های کرنش مختلف، نمونه‌ها در دمای محیط به مدت ۴۸ ساعت پیرسازی شده‌اند ۶۶

شکل ۴-۲۰ منحنی‌های تغییرات کرنش ابتدایی بر حسب تابعی از کرنش حقیقی در سه نرخ کرنش مختلف ۶۷

شکل ۴-۲۱ نمودار تغییرات نیرو به صورت تابعی از عمق فروروندگی برای فرورونده ویکرز در نرخ‌های مختلف بارگذاری، نمونه در دمای 230°C به مدت ۳ ساعت پیرسازی شده است ۶۹

شکل ۴-۲۲ نمودار تغییرات عمق فروروندگی فرورونده ویکرز به صورت تابعی از زمان در نرخ‌های بارگذاری مختلف، نمونه در دمای 230°C به مدت ۳ ساعت پیرسازی شده است ۶۹

شکل ۴-۲۳ منحنی‌های تغییرات اختلاف نیرو بر حسب نیروی رخ داد ناپایداری PLC در نرخ‌های مختلف بارگذاری، برای فرورونده ویکرز، مربوط به آنالیز عددی شکل ۴-۲۱ ۷۰

شکل ۴-۲۴ نمودار تغییرات نیرو بر حسب زمان برای فرورونده ویکرز در نرخ‌های مختلف بارگذاری، به همراه خطوط Trend Line تطبیق داده شده توسط نرم افزار Microsoft Excel، نمونه در دمای 230°C به مدت ۳ ساعت پیرسازی شده است ۷۰

شکل ۴-۲۵ منحنی‌های نرخ کرنش بر حسب زمان رخ داد ناپایداری PLC در نرخ‌های مختلف بارگذاری، برای فرورونده ویکرز، مربوط به آنالیز عددی شکل ۴-۲۱ ۷۱

شکل ۴-۲۶ منحنی‌های تغییرات کرنش ابتدایی بر حسب زمان رخ داد ناپایداری PLC در نرخ‌های مختلف بارگذاری، آزمایش شده توسط فرورونده ویکرز، برای مجموعه ۲ از نمونه‌ها ۷۱

شکل ۴-۲۷ رابطه بین مدت زمان رخ داد گام‌های ناپایداری پورتوین-لوشاتلیه و زمان انتظار t_w برای فرورونده ویکرز در سه نرخ مختلف فروروندگی به همراه خطوط مشخصه Trend line تطبیق داده شده توسط نرم افزار Microsoft Excel ۷۲

شکل ۴-۲۸ منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی در $10^{-3} \text{ s}^{-1} = \dot{\epsilon}$ و شرایط مختلف پیرسازی ۷۳

شکل ۴-۲۹ منحنی‌های تنش-کرنش حقیقی برای آزمایش‌های کششی در نرخ‌های کرنش مختلف، نمونه‌ها در دمای 230°C به مدت ۳ ساعت پیرسازی شده‌اند ۷۴

شکل ۵-۱ نمودار تغییرات نیرو بر حسب عمق فروروندگی در نرخ بارگذاری 15 mN/s برای دوفروونده ویکرز و راکول ۷۷

شکل ۵-۲ نمودارهای مختلف مربوط به آزمایش کشش در $10^{-4} \text{ s}^{-1} = \dot{\epsilon}$ از مجموعه (a) منحنی تنش حقیقی-زمان، (b) نمودار کرنش حقیقی-زمان، (c) تغییرات نرخ کرنش به صورت تابعی از زمان ۸۰

شکل ۵-۳ منحنی‌های تغییرات نیرو بر حسب عمق فروروندگی برای فرورونده ویکرز در شرایط پیرسازی مختلف و نرخ بارگذاری 30 mN/s ۸۲

شکل ۵-۴ منحنی‌های تغییرات اختلاف نیرو بر حسب نیرو برای فرورونده ویکرز در شرایط پیرسازی مختلف و نرخ بارگذاری 30 mN/s ۸۳

شکل ۵-۵ منحنی‌های تغییرات کرنش ابتدایی بر حسب زمان رخ داد ناپایداری PLC توسط فرورونده ویکرز در نرخ بارگذاری ۳۰ mN/s و شرایط مختلف پیرسازی ۸۳

شکل ۶-۵ نمودارهای مختلف مربوط به آزمایش کشش در $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ از مجموعه ۲ (a) منحنی تنش حقیقی-زمان، (b) نمودار کرنش حقیقی-زمان، (c) تغییرات نرخ کرنش به صورت تابعی از زمان..... ۸۵

فصل اول

مقدمه

ناپایداری‌های مومسان پورتوین- لوشاتلیه در یک محلول جامد، به عنوان نتیجه‌ای از برهم کنش نابجایی‌ها و اتم‌های حل شونده رخ می‌دهند. نفوذ اتم حل شونده به سوی نابجایی قفل شده، زمان انتظار را افزایش می‌دهد؛ که از لحاظ ماکروسکوپی به یک حساسیت به آهنگ کرنش معکوس، منجر می‌شود. هر دوی بر هم کنش نابجایی- اتم حل شونده و نابجایی- نابجایی نقش مهمی را در پیدایش این اثر ایفا می‌کنند. ناپایداری‌های مومسان می‌توانند درون یک ناحیه از نمودار نرخ کرنش- کرنش مشاهده شوند. بنابراین در یک آزمایش تغییر شکل مومسان، این پدیده در یک نقطه بحرانی شروع می‌شود. در طی ناپایداری‌ها، منحنی‌های تغییر شکل، دندانه‌های گوناگونی را با کنترل تغییر مکان (نرخ کرنش) و پله‌هایی ساده را با تنظیم بار اعمالی (نرخ بارگذاری) نشان می‌دهند.

در چند دهه گذشته، ناپایداری‌های پورتوین- لوشاتلیه توسط کشش، فشار و پیچش مورد مطالعه قرار گرفته است. اخیراً این پدیده به کمک روشی تحت عنوان فروروندگی با استفاده از فرورونده ویکرز، روی آلیاژهای متفاوتی از آلومینیوم انجام شده است. به طور کلی آزمون‌های کشش نیازمند استفاده از نمونه‌هایی با شکل و ابعاد خاص می‌باشند. تهیه نمونه‌های مشخص با دقت مناسب، کاری وقت گیر و نسبتاً دشوار است از طرف دیگر چنانچه ماده مورد آزمایش به اندازه کافی در دسترس نباشد؛ تهیه نمونه‌های مشخص و در نتیجه انجام آزمایش کشش عملاً امکان پذیر نخواهد بود، اما فروروندگی، آزمایشی نسبتاً ساده می‌باشد و برای آن نیازی به آماده سازی و تهیه نمونه مشخص نیست. از طرف دیگر انجام آزمایش فروروندگی با استفاده از نمونه‌های کوچک امکان پذیر می‌باشد.

ماده‌ای که در این تحقیق مورد مطالعه قرار گرفت؛ آلیاژ آلومینیوم ۶۰۶۳ است، که از سری آلیاژهای Al-Mg-Si می‌باشد. در اینجا از طریق دو نوع از آزمایش‌ها شامل فروروندگی (البته با دو فرورونده راکول و ویکرز) و کشش و آماده سازی نمونه‌های متعلق به هر روش، اثر پورتوین- لوشاتلیه بررسی می‌شود. ابتدا کلیه نمونه‌ها در دمای 530°C به مدت ۲ ساعت همگن شدند و سپس برای ایجاد

محلول جامد فوق اشباع در آب کوئچ گردیدند. تعدادی از نمونه‌های فروروندگی و کشش در دمای اتاق به مدت ۴۸ ساعت و بقیه در 230°C به مدت ۳ ساعت پیرسازی شدند. به منظور بررسی همه جانبه روش‌های ذکر شده، این آزمایش‌ها در نرخ‌های متفاوتی از نرخ کرنش (آزمون کشش) و بارگذاری (روش فروروندگی) انجام گردیدند. مشخص شد که نتایج حاصل با نتایج موجود در منابع در مورد ویژگی‌های مختلف مرتبط با اثر پورتوین-لوشاتلیه برای این آلیاژ، در تطابق می‌باشد.

در آزمایش‌های فروروندگی، رفتار دو فرورونده راکول و ویکرز (برای شرایط بارگذاری یکسان) در نمایش اثر پورتوین-لوشاتلیه، از شباهت‌های تقریباً بالایی برخوردار بودند و این مطلب در مورد پارامترهایی که پس از انجام یک سری روابط ریاضی بر روی نتایج مربوط به هر فرورونده بدست آمد؛ یکسان بود. شرایط متفاوت پیرسازی که به تغییرات اساسی در اثر پورتوین-لوشاتلیه انجامید؛ تأثیر چشمگیری بر رفتار فروروندگی داشت. به علاوه، آزمون‌های کشش نیز تمامی موارد از جمله رفتار فروروندگی، اثرات پیرسازی بر آن و چگونگی تغییرات پدیده پورتوین-لوشاتلیه را به خوبی تصدیق می‌کنند.

فصل دوم

۱-۲- معرفی اثر پورتوین - لوشاتلیه^۱

برای بیان مشخصات و ویژگی‌های منحصر به فرد اثر پورتوین - لوشاتلیه لازم است که بین موارد مشابه با آن تفاوت گذارده شود. در اینجا در ابتدا دو پدیده نقطه تسلیم و پیرسازی کرنشی بیان می‌گردند و سپس اثر پورتوین - لوشاتلیه به صورت گسترده‌ای مورد بررسی قرار خواهد گرفت. لازم به ذکر است که در دیگر بخش‌ها، دو روش مختلف مطالعه این اثر (شامل آزمایش‌های کششی و فروروندگی) به تفصیل بحث شده‌اند.

۱-۱-۲- پدیده نقطه تسلیم و باندهای لودرز^۲

در تغییر شکل کششی فلزات به طور کلی دو نوع منحنی تنش - کرنش دیده می‌شود (شکل (۱-۲)). مطابق با شکل، منحنی (الف)، نشان دهنده پدیده نقطه تسلیم است. در این منحنی، تنش تا نقطه a بدون تغییر شکل مومسان به صورت قابل ملاحظه‌ای افزایش می‌یابد، که این نقطه به نام نقطه تسلیم بالایی خوانده می‌شود. در این نقطه، ماده شروع به تسلیم شدن می‌کند و به طور هم‌زمان افتی در تنش سیلان مورد نیاز برای ادامه تغییر شکل ایجاد می‌شود. این تنش تسلیم جدید (نقطه b) نقطه تسلیم پایینی نامیده می‌شود که در آن، کرنش مومسان قابل توجهی در یک تنش تقریباً ثابت دیده می‌شود. سرانجام هم‌زمان با افزایش تنش مورد نیاز برای تغییر شکل اضافی، فلز شروع به سخت شدن می‌کند. پس از آن، اختلاف کمی بین منحنی‌های تنش - کرنش در فلزات با نقطه تسلیم و بدون نقطه تسلیم وجود دارد. اما در نوع دوم منحنی‌ها (قسمت ب) هیچ‌گونه اثری از رخ داد پدیده نقطه تسلیم دیده نمی‌شود که کاملاً با قسمت الف متفاوت است.

پدیده نقطه تسلیم امری بسیار مهم است، چرا که در فولادهای کم کربن اتفاق می‌افتد. وجود آن برای تولید کنندگانی که ورق‌های بسیار نازکی از این مواد را تحت کشش یا پرس قرار می‌دهند تا قطعاتی نظیر بدنه اتومبیل را تولید کنند، بسیار حائز اهمیت است. اهمیت نقطه تسلیم ناشی از این حقیقت است: زمانی که تغییر شکل مومسان در یک قسمت از قطعه آغاز می‌شود، فلز در این نقطه به شدت نرم شده و تحت تغییر

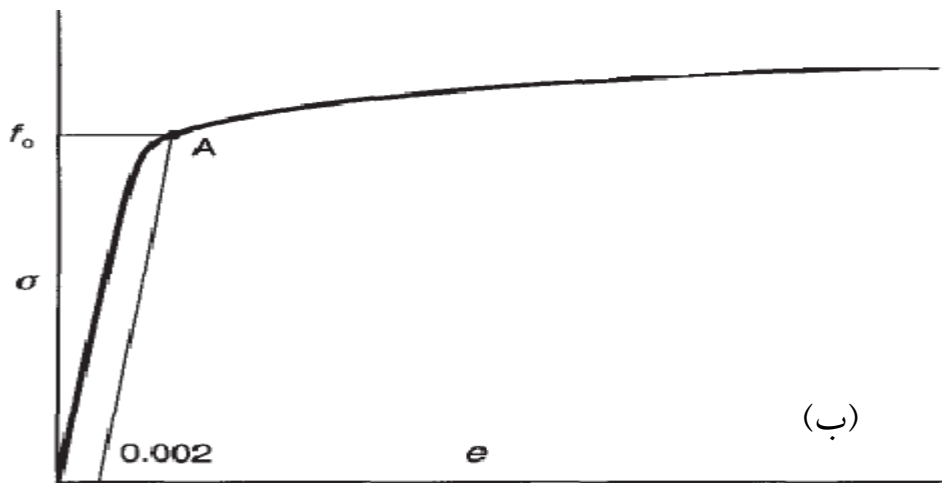
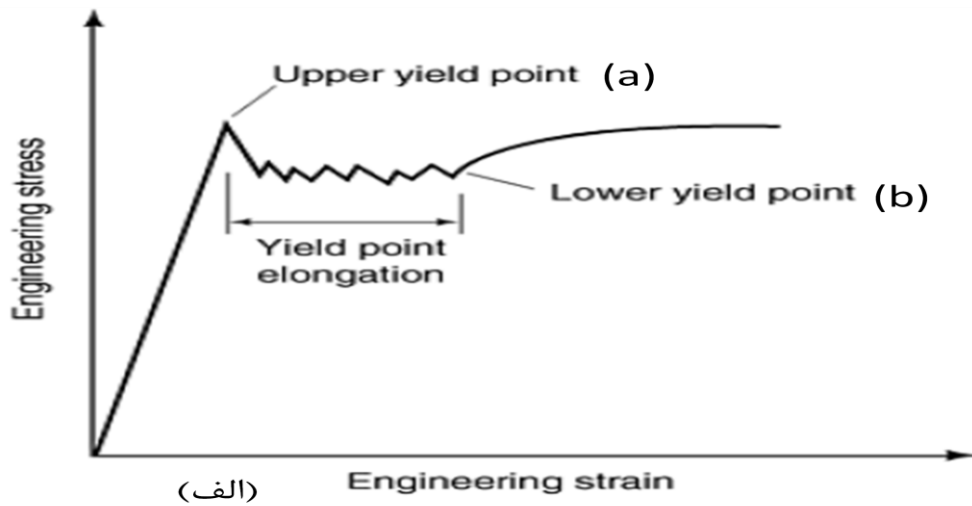
۱- Portevin- Le Châtelier (PLC)

۲- Luders bands

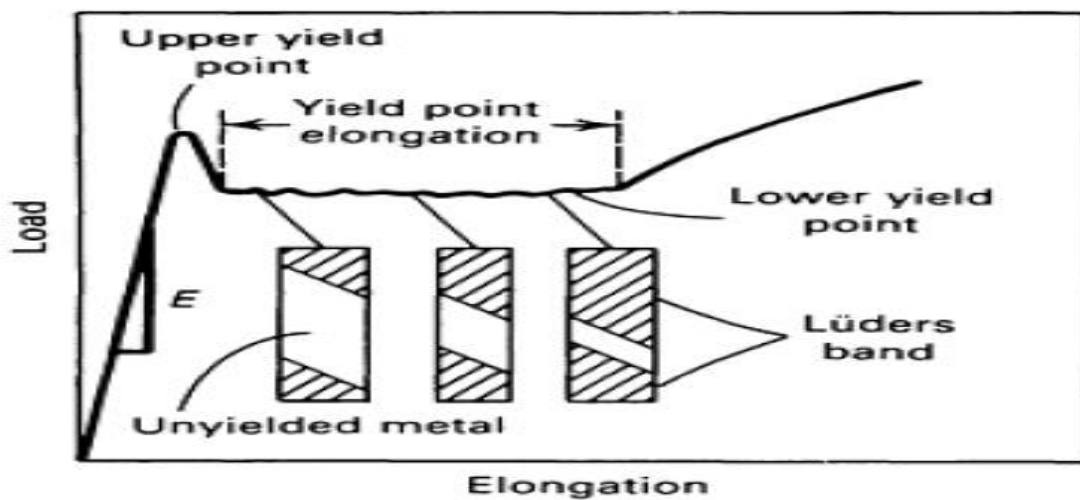
شکل نسبتاً زیادی قرار می‌گیرد. سپس این تغییر شکل به نواحی مجاور گسترش می‌یابد که به علت تمرکز تنش در مرز بین نواحی تغییر شکل یافته و ناحیه تغییر شکل نیافته است. عموماً، تغییر شکل در مکان‌هایی که تمرکز تنشی وجود دارد، به صورت نوارهای مجزایی از مواد تغییر شکل یافته، آغاز می‌شود. این نوارها را باندهای لودرز می‌نامند.

در یک نمونه آزمایشی معمولی کشش (شکل (۲-۲))، پخ‌ها باعث افزایش تنش شده و بنابراین باندهای لودرز آنجا تشکیل می‌شوند. لبه‌های این باندها تقریباً زوایای 50° با محور تنش می‌سازند و خطوط لودرز نامیده می‌شوند. نباید باندهای لودرز را با خطوط لغزش اشتباه کرد. امکان دارد که صدها بلور که هر یک با یک حالت پیچیده و روی صفحات لغزش خود لغزش می‌کنند، با همکاری هم، یک باند لودرز تشکیل بدهند. در هر حالت تغییر شکل به صورت موضعی آغاز می‌شود و به نواحی تغییر شکل نیافته گسترش می‌یابد. این پدیده در تنش تقریباً ثابت اتفاق می‌افتد و قسمت افقی منحنی تنش- کرنش در نقطه تسلیم پایینی را توضیح می‌دهد. در حقیقت، تنش تسلیم پایینی را می‌توان به عنوان تنش مورد نیاز برای رشد باندهای لودرز در نظر گرفت.

برای تشریح ممانعت اتمسفر اتم‌های حل شونده از حرکت نابجایی‌های متحرک، یک نابجایی لبه‌ای در یک فلز با ساختار مکعبی مرکز دار نظیر آهن در نظر گرفته می‌شود. درست در بالای خط نابجایی تنش فشاری موجود باعث می‌شود که غلظت اتمی کربن یا نیتروژن (به عنوان عمده اتم‌های بین نشین حل شونده) در این مناطق تا زیر مقادیر متوسط آن در بلور کاهش یابد. هم‌زمان، تنش کششی در زیر نابجایی، اتم‌های حل شونده بین نشین را جذب می‌کند. بنابراین اتمسفر نابجایی در اطراف یک نابجایی لبه‌ای شامل یک غلظت اضافی از اتم‌های بین نشین در زیر لبه و فقدان این اتم‌ها در بالای لبه است [۱].



شکل ۱-۲ (الف) منحنی تنش- کرنش برای یک فلز که نشان دهنده یک نقطه تسلیم تیز است. (ب) منحنی تنش- کرنش برای فلزی که نقطه تسلیم تیز را نشان نمی دهد [۱].



شکل ۲-۲ گسترش باندهای لودرز در یک نمونه آزمایش کشش توسط حرکت به دو انتهای نمونه [۱].

کاترل^۱ پیشنهاد کرده است که پدیده نقطه تسلیم که در بعضی از فلزات اتفاق می‌افتد، نتیجه اندر کنش بین نابجایی‌ها و اتم‌های حل شونده است. بر اساس این نظریه، اتمسفر اتم‌های حل شونده که اطراف نابجایی‌ها جمع می‌شوند مانند یک قفل یا لنگر مانع از حرکت نابجایی‌ها می‌شوند. در نتیجه تنش بیشتری نسبت به حرکت معمولی نابجایی‌ها مورد نیاز است، تا یک نابجایی را از اتمسفرش آزاد نماید؛ لذا این نکته باعث افزایش تنش مورد نیاز برای مجموعه نابجایی‌های متحرک شده و بدین صورت تنش تسلیم بالایی ایجاد می‌شود.

نقطه تسلیم پایینی در نظریه اولیه کاترل نشانگر تنش مورد نیاز برای حرکت نابجایی‌هایی است که از اتمسفرشان آزاد شده‌اند. به این نکته مهم بایستی توجه شود که عموماً نقاط تسلیم مستلزم اندر کنش بین اتم‌های حل شونده و نابجایی‌ها در دماهای پایینی است که در آن‌ها تحرک اتم‌های حل شونده بسیار کم است. بنابراین، تنش اعمال شده، نابجایی‌ها را از اتمسفرشان بیرون می‌کشد.

نظریه دیگری در مورد نقطه تسلیم توسط جانسون^۲ و گیلمن^۳ پیشنهاد شده است تا تسلیم شدن بلورهای فلونئورید لیتیم را توضیح دهد. این نظریه تصدیق می‌کند که در یک فلز با دانسیته نابجایی بسیار پایین، مرحله اول افزایش کرنش مومسان، باعث افزایش دانسیته نابجایی به مقادیر نسبتاً بالایی می‌شود. این تحلیل نشان می‌دهد که چگونه این تکثیر سریع نابجایی در ابتدای یک آزمایش کشش می‌تواند منجر به افت شدید تسلیم شود. در دستگاه‌های کشش معمول، تلاش بر اینست که نمونه کششی با نرخ ثابتی تغییر شکل یابد.

زمانی که دانسیته نابجایی بسیار پایین است، کرنش حاصله اکثراً کشسان است و تنش به سرعت افزایش می‌یابد. این تنش بالای حاصله منجر به ایجاد سرعت‌های بالایی از نابجایی‌ها می‌شود. در همان زمان، بایستی در نظر داشت که دانسیته نابجایی به سرعت در حال افزایش یافتن است. سرانجام سرعت بالای نابجایی و افزایش تعداد نابجایی‌های متحرک سبب یک حالت ناپایداری می‌شود که نمونه در این لحظه با همان نرخ کرنش اعمالی توسط دستگاه به صورت مومسان تغییر شکل می‌دهد. بعد از این لحظه، نیرو کاهش یافته و در نتیجه سرعت کاهش بار که در ابتدا زیاد بود، مرتباً کم می‌شود. این کاهش مداوم تنش سیلان با

۱- Cottrell

۲- Johnstone

۳- Gilman

کرنش بعد از نقطه تسلیم، معمولاً به دلیل وجود کار سختی که در فلز اتفاق می‌افتد کمتر مورد توجه قرار می‌گیرد [۱].

۲-۱-۲- پیرسازی کرنشی^۱

شکل ۲-۳ الف منحنی تنش-کرنش را در یک فلز دارای پدیده نقطه تسلیم نشان می‌دهد که بارگذاری در نقطه C متوقف شده و سپس نیرو برداشته شده است. در حین مرحله باربرداری، منحنی تنش-کرنش از یک مسیر خطی موازی با ناحیه کشسان منحنی (خط ab) عبور می‌کند. هنگام بارگذاری مجدد پس از زمان کوتاه (چند ساعت)، نمونه تا حدود نقطه C به صورت کشسان رفتار می‌کند، و سپس به صورت مومسان تغییر شکل می‌یابد، و هیچ نقطه تسلیمی مشاهده نمی‌شود. از سوی دیگر، اگر بعد از باربرداری اجازه داده شود که نمونه به مدت چند ماه دست نخورده بماند و در طی این مدت در دمای محیط پیرسازی شود، پس از انجام آزمایش، نقطه تسلیم مجدداً ظاهر می‌شود. این مطلب در شکل ۲-۳ ب نشان داده شده است. زمان پیرسازی مقدار تنشی را که نمونه در آن تسلیم می‌شود، افزایش داده است و در نتیجه استحکام و سختی نمونه افزایش می‌یابد. این پدیده، که یک فلز در نتیجه پیرسازی پس از تغییر شکل مومسان سخت می‌شود، را پیرسازی کرنشی می‌نامند.

همچنین نقطه تسلیمی که مجدداً بعد از پیرسازی کرنشی ظاهر می‌شود، ناشی از تشکیل اتمسفرهای اتم حل شونده در اطراف نابجایی‌هاست. آن دسته از منابع نابجایی که در فرآیند تغییر شکل قبل از برداشتن بار فعال بودند، در اثر فرآیند پیرسازی قفل می‌شوند. از آنجا که اتم‌های حل شونده برای تجمع در اطراف نابجایی‌ها باید نفوذ کنند، لذا ظاهر شدن مجدد نقطه تسلیم تابعی از زمان است. این پدیده تابعی از دما نیز هست؛ چرا که نفوذ تابع دما است.

هرچه دما بالاتر باشد، ظاهر شدن مجدد نقطه تسلیم نیز سریع‌تر خواهد بود. در آهن و فولاد، پدیده نقطه تسلیم در دماهای بالا (بالای حدود 400°C) مشاهده نشده است. این رخداد ناشی از تمایل بیشتر اتمسفرهای نابجایی برای پراکنده شدن است که دلیل آن شدیدتر بودن ارتعاش‌های حرارتی در دماهای

۱- Age Hardening