

بررسی اثر اکستروژن در کانال زاویه دار همسان بر رفتار پیر کرنشی دینامیکی یک آلیاژ Al-Mg-Si-Cu

بهزاد صابریپور*، علی کریمی طاهری**، جعفر مهدی اخگر***
دانشکده مهندسی و علم مواد، دانشگاه صنعتی شریف

(دریافت مقاله: ۸۶/۱۱/۱۴ - دریافت نسخه نهایی: ۸۷/۹/۲۰)

چکیده - در این پژوهش یک آلیاژ Al-Mg-Si-Cu به منظور بررسی وقوع پدیده پیر کرنشی دینامیکی (DSA) به صورت حل سازی شده قبل و بعد از فرایند اکستروژن در کانال زاویه دار همسان (ECAE) تحت آزمون کشش در دماهای 25°C تا 325°C و نرخ کرنشهای 10^{-4}s^{-1} تا 10^{-1}s^{-1} قرار گرفت. منفی بودن ضریب حساسیت به نرخ کرنش (m) و افزایش استحکام کششی با افزایش دما رفتارهایی بودند که در محدوده دمایی وقوع پیر کرنشی دینامیکی در این آلیاژ مشاهده شدند. بر اساس محاسبات مربوط به انرژی فعال سازی پیشنهاد شد که در دماهای پایین، پدیده پیر کرنشی دینامیکی توسط تعامل مابین اتمهای منیزیم و نابه جایبهای متحرک کنترل می شود در حالی که در دماهای بالا، تجمع اتمهای منیزیم و تشکیل فاز ثانوی، از طریق کاهش غلظت اتمهای محلول در زمینه، منجر به ظهور اثر معکوس پور توین لساتلبه (PLC) یا به عبارتی رفتار معکوس پیرکرنشی دینامیکی می شود. علاوه بر این، محاسبات نشان داد که اثر کشش عنصر حل شونده توسط منیزیم به عنوان عامل افزایش نسبت ازدیاد طول پس از گلوبی به ازدیاد طول کل با افزایش دما و کاهش نرخ کرنش در دماهای بالاتر از 250°C است. مشاهده شد که تغییر شکل آلیاژ با استفاده از فرایند ECAE باعث انتقال محدوده دمایی ضرایب منفی حساسیت به نرخ کرنش به دماهای پایینتر شده و تمایل به پیری دینامیکی در دماهای بالاتر را کاهش می دهد. مضافاً، کرنش پس از گلوبی شدن در همه دماها و نرخ کرنشهای مورد آزمایش، در نمونه های اکستروژن شده در کانال زاویه دار همسان بالاتر از کرنش همگن بوده و نسبت کرنش پس از گلوبی به کرنش کل در این نمونه ها حساسیت چندانی به تغییرات دما و نرخ کرنش از خود نشان نداد.

واژگان کلیدی: اکستروژن در کانال زاویه دار همسان، پیر کرنشی دینامیکی، آلیاژهای Al-Mg-Si-Cu، ضریب حساسیت به نرخ کرنش

Effect of Equal Channel Angular Extrusion on Dynamic Strain Aging of an Al-Mg-Si-Cu Alloy

B. Saberpour, A. K. Taheri, and J. M. Akhgar

Department of Materials Science & Engineering, Sharif University of Technology

Abstract: An Al-Mg-Si-Cu alloy was subjected to tensile testing, both under solutionized and ECAE-ed conditions, using strain rates of $10^{-4} s^{-1}$ to $10^{-1} s^{-1}$ at temperatures of 25 °C to 325 °C to investigate the dynamic strain aging (DSA) phenomenon in the alloy. Negative strain rate sensitivity (m) and increasing ultimate tensile stress were observed in the DSA region with increasing temperature. Regarding the activation energy of the phenomenon, it was suggested that the process is controlled by the interaction of Mg atoms with mobile dislocations at lower temperatures of DSA occurrence while at higher temperatures, the aggregation of Mg atoms and precipitates of a second phase decreases the amount of Mg atoms in the solid solution, resulting in the inverse DSA effect. Moreover, it was shown that at temperatures greater than 250 °C, the ratio of post-uniform to uniform elongation increases with increasing temperature or with decreasing strain rate due to the solute drag of Mg atoms in the Al matrix. Processing the alloy by ECAE transferred the negative m values to lower temperatures and decreased the tendency to DSA at higher temperatures. Calculating the mentioned ratio for the ECAE-ed specimens revealed that the post-uniform elongation dominates the uniform elongation at all examined temperatures and strain rates. Also, it was found that for ECAE-ed specimens, the ratio is not so sensitive to variations of temperature and strain rate.

Keywords: Equal Channel Angular Extrusion, Dynamic Strain Aging, Al-Mg-Si-Cu alloys, Strain rate sensitivity.

فهرست علائم

A	فاکتور فرکانس، بدون بعد	T	دما، مطلق، K
m	ضریب حساسیت به نرخ کرنش، بدون بعد	σ	تنش حقیقی، MPa
Q	انرژی فعال سازی، $J mol^{-1}$	$\dot{\epsilon}$	نرخ کرنش حقیقی، s^{-1}
R	ثابت جهانی گازها، $J mol^{-1} K^{-1}$		

۱- مقدمه

سخت شونده^۴، رفتار معکوس پورتوین لشتاتلیه یا به عبارتی افزایش کرنش بحرانی شروع سیلان دنداندار در اثر افزایش دما و یا کاهش نرخ کرنش نیز قابل مشاهده است [۳]. آلیاژهای Al-Mg-Si به خاطر اهمیت صنعتی فراوان خود و به دلیل قابلیت کم نظیر افزایش استحکام در اثر عملیات رسوب سختی در مقیاس وسیعی مورد مطالعه قرار گرفته‌اند [۴]. این آلیاژها اغلب به صورت محصولات اکستروود شده در سازه‌ها و صنایع اتومبیل سازی مورد استفاده قرار می‌گیرند. راحتی در تغییر شکل، دانسیته پایین، مقاومت خوب در برابر خوردگی و خواص سطحی مطلوب، جوش پذیری مناسب و قیمت پایین این آلیاژها در زمره عواملی است که توجه فراوانی را به سوی این آلیاژها معطوف داشته است [۵].

به هنگام تغییر شکل پلاستیک، در محدوده مشخصی از دما و نرخ کرنش، در آلیاژهای حاوی عناصر آلیاژی بین نشینی یا جاننشینی، منحنی سیلان دنداندار^۱ قابل مشاهده است. به وجود آمدن سیلان دنداندار اغلب به پیر کرنشی دینامیکی^۲ (DSA) نسبت داده شده و به عنوان اثر پورتوین لشتاتلیه^۳ (PLC) نیز شناخته می‌شود [۱]. اثر معمول پورتوین لشتاتلیه یا به عبارت دیگر کاهش کرنش بحرانی شروع سیلان دنداندار در اثر افزایش دما و یا کاهش نرخ کرنش رفتاری شناخته شده بوده و به سهولت توسط مدل‌های پذیرفته شده پیر کرنشی دینامیکی قابل توجیه است [۱ و ۲]. از طرف دیگر، وقتی دما بالاتر از "دمای انتقال" معینی باشد، به خصوص در آلیاژهای رسوب

جدول ۱- ترکیب شیمیایی آلیاژ مورد استفاده

عنصر	Al	Mg	Si	Cu	Fe	Mn
درصد وزنی	۹۶/۷	۰/۹	۱/۴	۰/۵	۰/۴	۰/۱

پیر کرنشی دینامیکی با استفاده از آزمون کشش در دماها و نرخ کرنشهای مختلف استفاده شده و تاثیر اعمال پیش کرنش با استفاده از فرایند ECAE بر روی رفتار مذکور مورد ارزیابی قرار می‌گیرد.

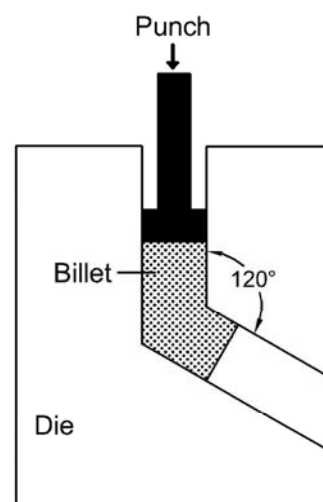
۲- مواد و روش تحقیق

جدول (۱) تحلیل شیمیایی آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش را نشان می‌دهد.

ماده اولیه به صورت میله‌هایی با قطر ۱۴ mm از بازار ایران خریداری شد. قطعات بریده شده از این آلیاژ ابتدا تحت عملیات محلول سازی در دمای 530°C به مدت ۲/۵ ساعت قرار گرفته و سپس در هوا خنک شدند. نمونه‌های کشش از این قطعات مطابق با استاندارد ASTM E8 در ابعاد زیر اندازه ساخته شدند. آزمون کشش در محدوده دمایی 25°C تا 325°C و در نرخ کرنشهای اولیه 10^{-4}s^{-1} تا 10^{-1}s^{-1} با استفاده از دستگاه کشش INSTRON 6027 و در شرایط سرعت ثابت فک انجام گرفت. تمامی نمونه‌های کشش قبل از اعمال تنش به مدت ۱۵ دقیقه در کوره آزمون کشش گرم حرارت داده شدند.

به منظور بررسی اثر عبور نمونه از قالب ECAE بر رفتار ماده، قطعاتی به طول ۹۵ mm از ماده محلول سازی شده بریده شده و یک مرحله در دمای اتاق از درون قالب عبور داده شدند. طرح شماتیکی از کانالهای قالب مورد استفاده در شکل (۱) آورده شده است.

با استفاده از رابطه ارائه شده توسط ایواهاشی و همکاران [۱۰]، کرنش موثر اعمالی به نمونه به ازای یک عبور ماده از قالب فوق برابر با ۰/۶۸ محاسبه شد. فرایند ECAE با استفاده از پرس هیدرولیک تحت سرعت تقریباً ثابت 0.2 mms^{-1}



شکل ۱- طرح شماتیکی از کانالهای قالب.

اعمال تغییر شکل پلاستیکی شدید به عنوان روشی مرسوم برای تولید مواد ریز دانه، با دانه‌هایی در ابعاد زیر میکرون یا نانو، شناخته شده است. در این راستا، علی‌رغم وجود تکنیکهای مختلف برای اعمال تغییر شکل پلاستیکی شدید، توجه عمده روی توسعه فرایند اکستروژن در کانال زاویه‌دار همسان^۵ (ECAE) متمرکز شده است [۶]. این توجه ناشی از دو دلیل است؛ نخست آنکه این فرایند قابلیت تولید مواد با ابعاد بزرگ را دارد، علاوه بر این با توجه به عدم ایجاد تغییرات ابعادی در سطح مقطع می‌توان از این فرایند به عنوان یک مرحله میانی در خط تولید استفاده کرد [۷].

بر اساس دانسته‌های نویسندگان این مقاله، مطالعات کمی در مورد رفتار پیر کرنشی دینامیکی آلیاژهای Al-Mg-Si-Cu انجام یافته است [۹و۸]. به علاوه تاکنون تحقیقات منسجمی درباره تاثیر اعمال پیش کرنش توسط فرایند ECAE بر رفتار پیر کرنشی دینامیکی در آلیاژهای مذکور انجام نگرفته است. لذا در این پژوهش از یک آلیاژ Al-Mg-Si-Cu به منظور بررسی رفتار

جدول ۲- ترکیب شیمیایی محلول پولیش الکتریکی

ماده	حجم، ml
آب مقطر	۹۰
بوتیل سلوسالو	۱۰۰
اتانول (اتیل الکل)	۷۳۰
اسید پرکلریک	۷۸

جدول ۳- محدوده‌های دمایی وقوع پیر کرنشی دینامیکی

محدوده دمایی، °C	نرخ کرنش، s ⁻¹
زیر دمای اتاق - ۱۵۰	۱۰ ^{-۴}
۶۰-۲۱۰	۱۰ ^{-۳}
۸۰-۲۳۰	۱۰ ^{-۲}
۹۰-۲۶۰	۱۰ ^{-۱}

دوگانه^۷ آماده سازی شدند. جدول (۲) ترکیب شیمیایی محلول مورد استفاده در الکتروپولیشینگ^۸ را نشان می‌دهد. عملیات الکتروپولیشینگ در دمای ۴ °C و در ولتاژ ۱۸ V انجام گرفت. ولتاژ شتاب دهی مورد استفاده در میکروسکپ الکترونی عبوری برابر با ۲۰۰ kV انتخاب شده بود.

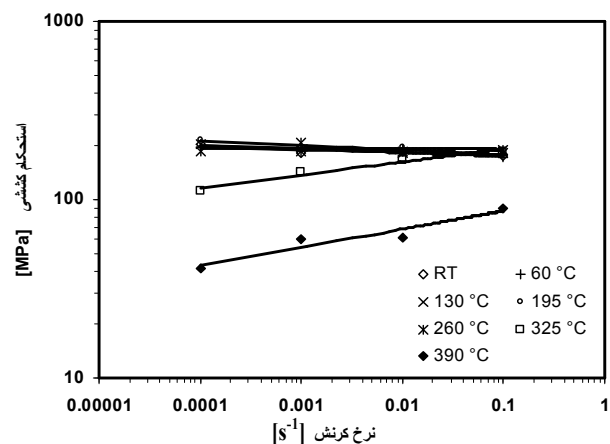
۳- نتایج و بحث

۳-۱- پیر کرنشی دینامیکی در نمونه‌های اکستروژن نشده در کانال زاویه دار همسان

جدول (۳) محدوده‌های دمایی وقوع پیر کرنشی دینامیکی را نشان می‌دهد. مشاهده می‌شود که پیر کرنشی دینامیکی در هر نرخ کرنش در محدوده دمایی معینی رخ می‌دهد. شکل (۲) تغییرات مقادیر استحکام کششی^۹ با نرخ کرنش در هر دما را نشان می‌دهد. ضریب حساسیت به نرخ کرنش (m) که می‌توان آن را مطابق با رابطه (۱) تعریف کرد، با شیب خطوط نشان داده شده در شکل (۲) در ارتباط است [۱۱].

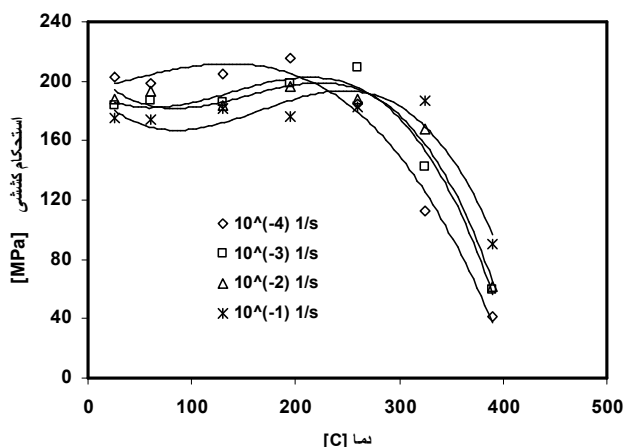
$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (1)$$

شکل (۳) بستگی ضریب حساسیت به نرخ کرنش و دمای



شکل ۲- تغییرات استحکام کششی (UTS) با نرخ کرنش در دماهای مختلف

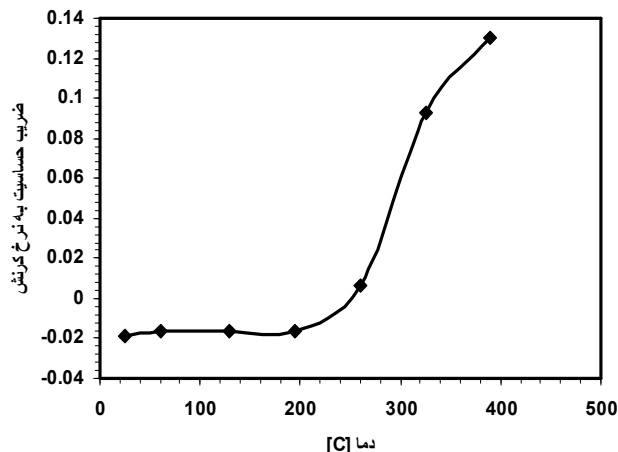
انجام گرفت. از سولفید مولیبدن (MoS₂) برای روانکاری کانالهای قالب استفاده شد. نمونه‌های کشش از قطعات ECAE شده با همان مشخصات قبلی ماشینکاری و تحت شرایط مورد استفاده برای حالت بدون اعمال پیش کرنش، کشیده شدند. برای انجام مطالعات میکروسکوپی با استفاده از میکروسکپ الکترونی عبوری^۹ (TEM) نمونه‌های دیسک شکل با ضخامتهای کمتر از ۱۰۰ μm با استفاده از تکنیک مرسوم جت



شکل ۴- تغییرات استحکام کششی بر حسب دما در نرخ کرنشهای مختلف.

از اتمهای حل شونده در اطراف نابه‌جاییها به قدری قوی می‌شود که نابه‌جاییها قادر به رها شدن از پشت موانع نبوده و برای جاده‌ی^{۱۲} به تغییر شکل پلاستیک اعمالی، به نابه‌جاییهای متحرک جدیدی نیاز است. به همین دلیل است که ساختار ماده پس از وقوع پیر کرنشی دینامیکی دارای دانسیته بالایی از نابه‌جاییهاست [۱۲].

شایان ذکر است که نفوذ اتمهای حل شونده به طرف نابه‌جاییها از یک طرف و فرایند فعال شده با گرمای^{۱۳} آزاد شدن نابه‌جاییها از پشت موانع از طرف دیگر دو فرایندی‌اند که در رقابت با یکدیگرند. در محدوده دمایی وقوع پیر کرنشی دینامیکی فرایند نخست بر فرایند دیگر غلبه دارد. با در نظر گرفتن اثرات این دو فرایند، با توجه به اینکه زمانهای کوتاهتر توقف و در نتیجه قدرت کمتر موانع با سرعتهای بالاتر لغزش نابه‌جاییها یا به عبارت دیگر با نرخهای بالاتر کرنش در ارتباط است، منفی بودن ضریب حساسیت به نرخ کرنش و یا به بیان دیگر "نرخ کرنش نرمی"^{۱۴} در محدوده دمایی وقوع پیر کرنشی دینامیکی قابل مشاهده است [۱۳]. با توجه به این توضیحات و با در نظر گرفتن اینکه در محدوده دمایی مذکور با افزایش دما اتمسفر تشکیل شده در اطراف نابه‌جاییها قویتر می‌شود، تشکیل دانسیته بالاتری از نابه‌جاییها و در نتیجه افزایش مقادیر استحکام



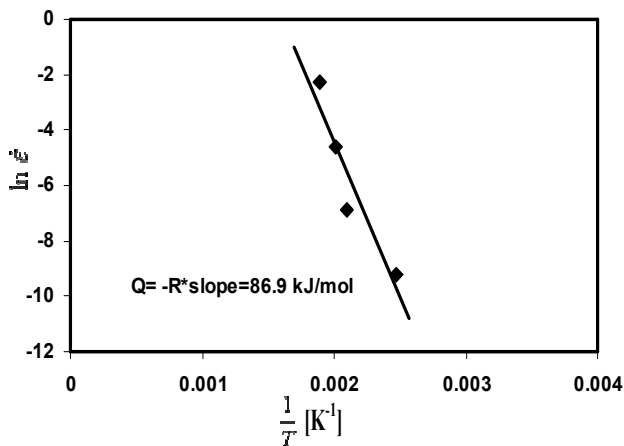
شکل ۳- ارتباط بین ضریب حساسیت به نرخ کرنش با دمای کشش.

کشش را نشان می‌دهد. همان گونه که مشاهده می‌شود مقدار m تا دمای 260°C منفی است.

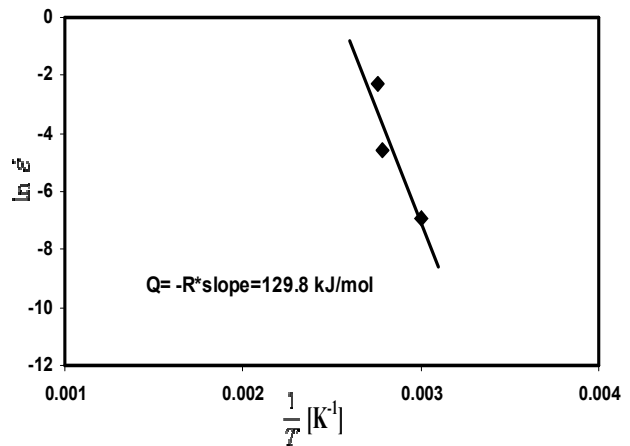
شکل (۴) استحکام کششی ماده را به عنوان تابعی از دما در نرخ کرنشهای مختلف نشان می‌دهد. همان طور که ملاحظه می‌شود در هر کدام از نرخ کرنشها یک محدوده دمایی وجود دارد که در آن با افزایش دما مقدار استحکام کششی در نتیجه بروز پیر کرنشی دینامیکی افزایش می‌یابد.

با توجه به شکل (۴) و جدول (۳) مشاهده می‌شود که محدوده دمایی مذکور با افزایش نرخ کرنش به دماهای بالاتر انتقال می‌یابد. این رفتارها توجیه پذیر بوده و به صورت زیر قابل توضیح است.

در حین آزمون کشش، نابه‌جاییهای متحرک اغلب در پشت موانع موضعی موجود در مسیر حرکت آنها نظیر تجمع نابه‌جاییها^۱ به حالت قفل شده قرار دارند [۱۲]. این نابه‌جاییها در تلاش برای رها شدن از موانع بوده و به محض رها شدن، با سرعت بالایی به سمت مانع بعدی حرکت می‌کنند. در طی زمان توقف^{۱۱} در پشت موانع، نابه‌جاییهای مذکور در معرض قفل شونده‌گی توسط اتمهای حل شونده قرار داشته و قدرت مانع با افزایش زمان توقف افزایش می‌یابد [۱۳]. در صورتی که زمان توقف بیشتر از مقداری بحرانی باشد اتمسفر تشکیل یافته



شکل ۶- نمودار $\ln \dot{\epsilon}$ بر حسب $1/T$ برای دماهای پایان پیر کرنشی دینامیکی.



شکل ۵- نمودار $\ln \dot{\epsilon}$ بر حسب $1/T$ برای دماهای شروع پیر کرنشی دینامیکی.

$$\dot{\epsilon} = A \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (2)$$

با استفاده از این رابطه، انرژیهای فعال سازی شروع و پایان پیر کرنشی دینامیکی قابل محاسبه است. بدین منظور لازم است منحنی تغییرات $\ln \dot{\epsilon}$ بر حسب $1/T$ رسم شود. شکل‌های (۵) و (۶) این تغییرات را به ترتیب برای شروع و پایان پیر کرنشی دینامیکی نشان می‌دهند. شیب این خطوط برابر با $(-Q/R)$ است.

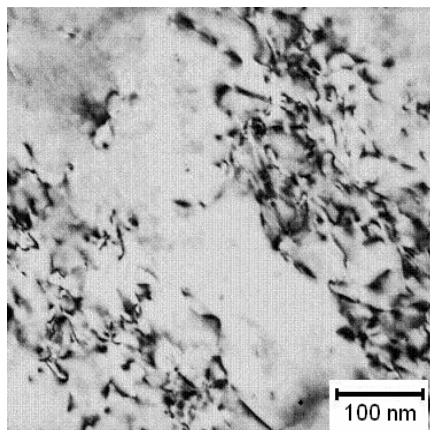
با توجه به شکل (۵) انرژی فعال سازی شروع پیر کرنشی دینامیکی برابر با 129.8 kJ/mol به دست می‌آید. این مقدار در توافق با مقادیر 130 kJ/mol در مرجع [۱۱] یا 125 kJ/mol در مرجع [۱۵] است که به عنوان انرژی فعال سازی نفوذ منیزیم در زمینه آلومینیومی گزارش شده‌اند. بنابراین می‌توان اتم منیزیم را به عنوان مسبب شروع پیر کرنشی دینامیکی در آلیاژ مورد استفاده در این پژوهش معرفی کرد.

انرژی فعال سازی پایان پیر کرنشی دینامیکی نیز برابر با 86.9 kJ/mol به دست آمد که نزدیک به انرژی فعال سازی تشکیل رسوبات تصادفی^{۱۵} یا مناطق GPII است که حلقه‌ای از تسلسل رسوب گذاری در این آلیاژها هستند [۱۵]. چنین پیشنهاد می‌شود که پایان پیر کرنشی دینامیکی در این آلیاژ با جوانه زنی مناطق GPII که باعث کاهش غلظت اتمهای منیزیم محلول در زمینه می‌شود در ارتباط باشد. این موضوع نیز به نوبه

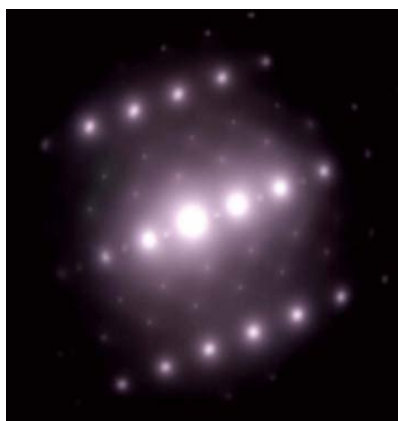
کششی با افزایش دما قابل انتظار است. از بین رفتن رفتار پیر کرنشی دینامیکی با افزایش دما از یک دمای معین (که همان دمای پایان وقوع این رفتار است) نیز با توجه به برتری یافتن فرایند آزاد شدن گرمایی نابه‌جاییها از پشت موانع نسبت به نفوذ اتمهای حل شونده به طرف نابه‌جاییها قابل قبول می‌باشد [۱۲]. افزایش نرخ کرنش همان طور که در بالا ذکر شد باعث کاهش زمان توقف و کاهش قدرت قفل می‌شود. افزایش دما می‌تواند کاهش قدرت قفل را جبران کرده و باعث بروز رفتار پیر کرنشی دینامیکی شود. به عبارت دیگر با افزایش نرخ کرنش، محدوده دمایی وقوع پیر کرنشی دینامیکی به دماهای بالاتر منتقل می‌شود. با این وجود، به دلیل آن که افزایش دما به طور کامل نمی‌تواند اثر کاهش زمان توقف ناشی از افزایش نرخ کرنش را جبران کند، همان طور که در شکل (۴) دیده می‌شود مقدار بیشینه استحکام کششی با افزایش نرخ کرنش کاهش می‌یابد که این موضوع در تطابق با تحقیقات قبلی است [۱۴].

۳-۲- انرژی فعال سازی پیر کرنشی دینامیکی

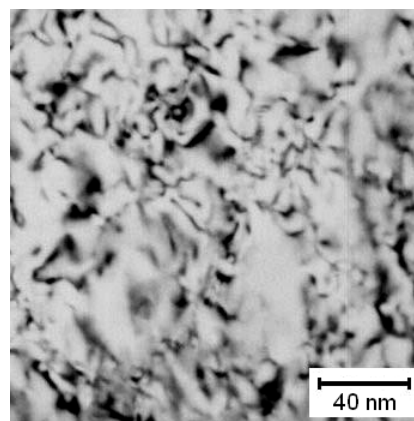
پیر کرنشی دینامیکی می‌تواند با اندازه گیری کمترین و بیشترین دماهای مربوط به وقوع این پدیده و بیان وابستگی آنها به نرخ کرنش به صورت رابطه‌ای آرنیوسی به شکل زیر بیان شود [۱۴].



شکل ۷- تصویر میکروسکوپی عبوری (TEM) از نمونه کشیده شده در دمای ۱۳۰°C و نرخ کرنش $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.



(ب)



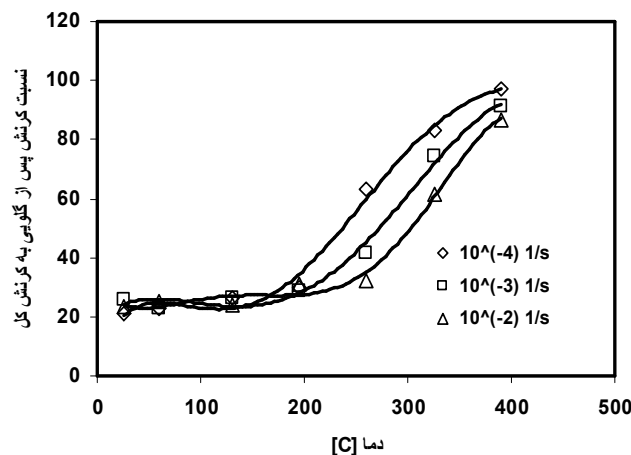
(الف)

شکل ۸- الف- تصویری از یک تجمع نابه‌جایی در نمونه مذکور؛ ب- الگوی پراش اشعه الکترونی از آن ناحیه.

معکوس به تنهایی مسبب پایان پیر کرنشی دینامیکی نیست. در واقع این پدیده همسو با آزاد شدن گرمایی نابه‌جاییها از پشت موانع بوده و در خلاف جهت نفوذ اتمهای حل شونده به طرف نابه‌جاییها به منظور قفل کردن آنها عمل می‌کند. نتایج مطالعات انجام یافته با میکروسکپ الکترونی عبوری بر روی نمونه کشیده شده در دمای ۱۳۰°C و نرخ کرنش 10^{-4} s^{-1} که در شکل‌های (۷) و (۸) نشان داده شده است، تایید کننده نظرات اخیر است.

با نگاهی دوباره به شکل (۴) معلوم می‌شود که در نرخ کرنش 10^{-4} s^{-1} ، مقدار استحکام کششی با افزایش دما به دماهای بالاتر از حدود ۱۳۰°C کاهش می‌یابد. به بیان دیگر این ترکیب از دما و نرخ کرنش متناظر با پایان پیر کرنشی دینامیکی در این

خود اشاره به رفتار معکوس پورتوین لسانتلیه در دماهای پایانی وقوع پیر کرنشی دینامیکی در این آلیاژ دارد که در بسیاری از آلیاژهای رسوب سخت شونده قابل مشاهده است [۳]. در واقع وقوع رفتار معکوس پورتوین لسانتلیه به یک منبع جذب اتمهای حل شونده مسبب پیری (در اینجا اتمهای Mg) نیاز دارد. جذب اتم حل شونده از زمینه، که شدت آن با افزایش دما به دماهای بالاتر از دمای انتقال رفتار معمول به معکوس (T_f)، بیشتر می‌شود، دانسیته موثر اتمهای منیزیم محلول در زمینه را کاهش می‌دهد دانسیته موثر اتمهای حل شونده به آن اتمهایی اشاره دارد که می‌توانند آزادانه نفوذ کرده و نابه‌جاییها را قفل کنند. این کاهش باعث ضعیف‌تر شدن و در نهایت از بین رفتن اثرات پیر کرنشی دینامیکی می‌شود. لازم به ذکر است که رفتار



شکل ۹- تغییرات درصد کرنش ناهمگن به کرنش کل بر حسب دما در نرخ کرنشهای مختلف.

GPII رخ می‌دهد. بنابراین مناطق GPII، که الگوی پراش اشعه الکترونی تایید کننده وجود آنهاست، به طور عمده حاوی منیزیم و سیلیسیم‌اند و در نتیجه تشکیل این مناطق، دانسیته اتمهای منیزیم محلول در زمینه کاهش می‌یابد.

۳-۳- رفتار کشش آلیاژ در دماهای مختلف

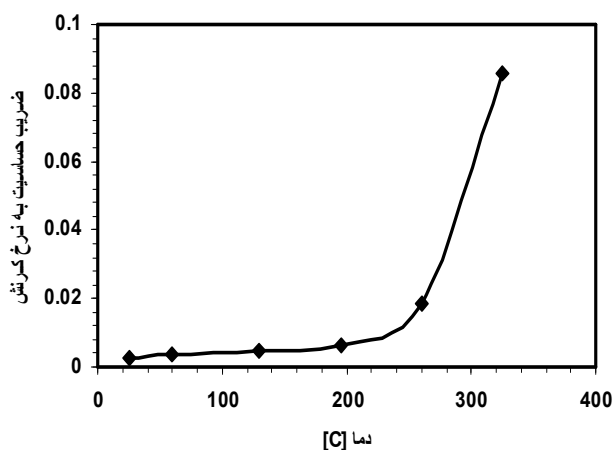
شکل (۹) اهمیت نسبی ازدیاد طول پس از گلوئی را، که از اختلاف ازدیاد طول کل و ازدیاد طول تا نقطه حداکثر تنش کششی در نمودارهای تنش-کرنش مهندسی به دست می‌آید، نشان می‌دهد. در این شکل، تغییرات نسبت ازدیاد طول پس از گلوئی به ازدیاد طول کل با دما و نرخ کرنش آمده است.

شایان توجه است که نسبت مذکور با افزایش دما یا کاهش نرخ کرنش به تدریج افزایش می‌یابد. البته این افزایش در نسبت مذکور، در دماهای بالاتر از حدود 250°C دارای اهمیت بوده و در دماهای کمتر تغییرات چندانی ندارد. افزایش نسبت تغییر طول پس از گلوئی با دما بر اساس گزارش دائومینگ لی و همکاران [۱۷]، با افزایش ضریب حساسیت به نرخ کرنش (که در شکل (۲) نشان داده شده است) در ارتباط است. همان طور که در شکل (۲) دیده می‌شود ضریب حساسیت به نرخ کرنش در دماهای کمتر از 250°C مقداری ثابت داشته و با افزایش بیشتر دما افزایش می‌یابد که این روند در تطابق با رفتار نسبت ازدیاد طول پس از گلوئی است. این

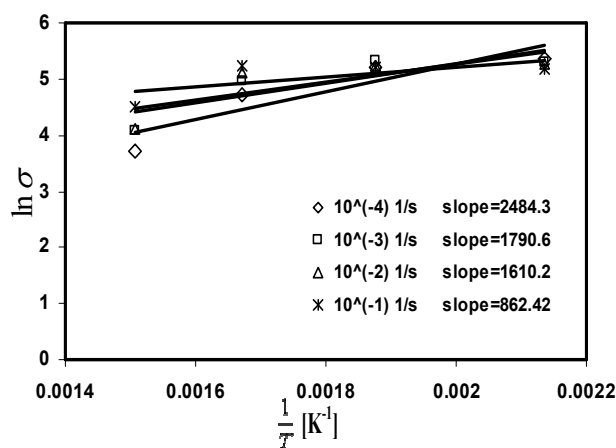
آلیاژ است. همان طور که از شکل (۷) ملاحظه می‌شود، نمونه دارای ساختاری از نابه‌جاییهاست که در آن، مناطق تجمع نابه‌جایی در کنار مناطقی با دانسیته کمتر نابه‌جایی قرار دارد. تصویر میکروسکوپی تهیه شده از یک مکان تجمع نابه‌جایی به همراه الگوی پراش اشعه الکترونی^{۱۶} گرفته شده از آن ناحیه در جهت [100] به ترتیب در شکل‌های (۸-الف) و (۸-ب) نشان داده شده‌اند.

علی‌رغم عدم وجود رسوب قابل رویت در شکل (۸-الف)، شکل (۸-ب) مویید تشکیل فاز دوم در محل تجمع نابه‌جاییهاست. ذرات فاز دوم، با توجه به الگوی پراش دارای هم‌سیمایی و رابطه جهت‌گیری با زمینه آلومینیومی‌اند [۱۶]. عدم مشاهده ذرات فاز ثانوی در شکل (۸-الف) نیز با توجه به اینکه ذرات هم‌سیمایی^{۱۷} نظیر مناطق GPII، توسط میکروسکوپی الکترونی عبوری معمولی رویت پذیر نیستند، قابل قبول است.

اثبات این نکته که ذرات فاز ثانوی حاوی Mg هستند، با توجه به نتایج به دست آمده توسط گابر و همکاران [۱۵] میسر خواهد بود. محققان مذکور در مطالعاتی که با استفاده از کالریمتری روبشی تفریقی^{۱۸} (DSC) و میکروسکپ الکترونی عبوری به عمل آوردند، دریافتند که در یک آلیاژ Al-Mg-Si-Cu حاوی ۵/۰ درصد وزنی مس، نخستین حضور بارز مس در تسلسل رسوب گذاری، با جوانه زنی رسوبات Q' مقارن است که این حلقه از تسلسل رسوب گذاری پس از تشکیل مناطق



شکل ۱۱- ارتباط بین ضریب حساسیت به نرخ کرنش با دمای کرنش در نمونه‌های اکستروود شده.



شکل ۱۰- منحنی تغییرات $\ln \sigma$ بر حسب معکوس دما در نرخ کرنشهای مختلف.

۳-۴- تاثیر ECAE بر رفتار پیر کرنشی دینامیکی آلیاژ

شکل (۱۱) ارتباط بین ضریب حساسیت به نرخ کرنش و دما را برای نمونه‌های اکستروود شده نشان می‌دهد. مطابق با این شکل مقادیر ضریب حساسیت به نرخ کرنش برای تمامی دماهای مورد مطالعه مثبت است. می‌توان چنین نتیجه گرفت که پیر کرنشی دینامیکی در محدوده دماها و نرخ کرنشهای مورد استفاده در این تحقیق رخ نمی‌دهد. علاوه بر این، مقدار ضریب حساسیت به نرخ کرنش با افزایش دما افزایش می‌یابد. بدین ترتیب می‌توان گفت که محدوده دمایی ضرایب منفی حساسیت به نرخ کرنش به زیر دمای اتاق منتقل شده است. مای و همکاران [۱۹] و نیز کاپور و همکاران [۲۰] افزایش مقدار این ضریب پس از تغییر شکل پلاستیکی شدید را در بررسیهای خود تایید کرده‌اند. بدین ترتیب می‌توان گفت که تمایل به پیر کرنشی دینامیکی در آلیاژ مورد مطالعه در دمای محیط یا دماهای بالاتر از بین رفته است. این رفتار را چنین می‌توان توضیح داد که اعمال پیش کرنش با استفاده از ECAE باعث تشکیل دانسیته بالایی از نابه‌جاییها در ساختار شده و در نتیجه باعث کاهش اتمسفر اتمهای مسبب پیری در اطراف نابه‌جاییها می‌شود [۲۱].

رفتارها می‌تواند با اثر کشش عنصر حل شونده^{۱۹} در ارتباط باشد [۱۸]. به دنبال محاسبه انرژی فعال سازی اثر کشش عنصر حل شونده با استفاده از معادله (۳) برای توجیه این رفتار ارائه می‌شود [۱۸]:

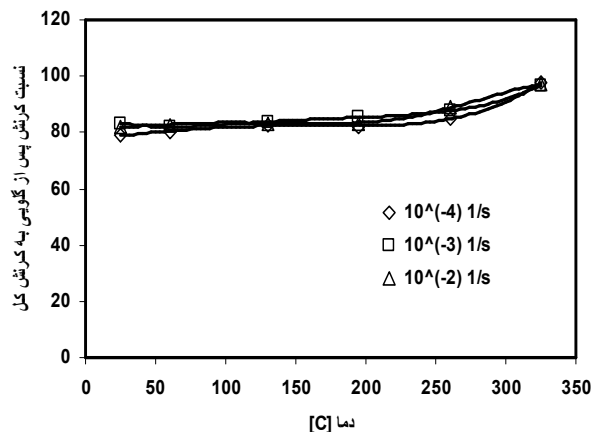
$$\sigma = K \left[\dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^m \quad (3)$$

که در این رابطه Q ، انرژی فعال سازی بوده و طبق رابطه زیر قابل محاسبه است:

$$Q = \frac{R}{m} \frac{\partial(\ln \sigma)}{\partial(1/T)} \quad (4)$$

شکل (۱۰) وابستگی $\ln \sigma$ به $1/T$ را در نرخ کرنشهای مختلف نشان می‌دهد.

مقدار میانگین ضریب حساسیت به نرخ کرنش با استفاده از مقادیر موجود در شکل (۲) برابر با 0.105 تعیین شد. با جاگذاری این عدد در معادله (۴)، انرژی فعال سازی در هر نرخ کرنش از روی شیب خط مربوط به آن و با توجه به معادله (۴) محاسبه شده و متوسط مقادیر آن برابر با 133.5 kJ/mol به دست آمد که نزدیک به انرژی فعال سازی نفوذ منیزیم در زمینه آلومینیومی است که در بخش (۳-۱) بیان شد. این محاسبات نقش اتم منیزیم را به عنوان عامل ایجاد اثر کشش عنصر حل شونده در دماهای بالا تایید می‌کند.



شکل ۱۲- تغییرات نسبت کرنش پس از گلوئی به کرنش کل برای نمونه‌های ECAE شده.

۳-۵- تاثیر ECAE بر رفتار کشش دمای بالا

شکل (۱۲) تغییرات نسبت ازدیاد طول پس از گلوئی به ازدیاد طول کل را برای نمونه‌های اکستروود شده نشان می‌دهد. همان طور که دیده می‌شود، این نسبت در تمامی دماها و نرخ کرنشها بالاتر از ۵۰٪ است. به بیان دیگر ازدیاد طول نمونه‌های اکستروود شده عمدتاً مربوط به تغییر شکل انجام یافته پس از گلوئی است. از طرف دیگر این نسبت با تغییرات دما و نرخ کرنش تغییر چندانی نمی‌کند. در حقیقت برتری تغییر شکل پس از گلوئی به تغییر شکل همگن با دانسیته بالایی از باندهای برشی^{۲۰} موجود در ساختار ماده اکستروود شده که تغییر شکل پلاستیک اولیه در امتداد آنها آغاز می‌شود، ارتباط دارد [۲۲].

۴- نتیجه گیری

در این تحقیق اثر تغییر شکل پلاستیکی شدید، اعمال شده با یک عبور ماده از داخل قالب ECAE، بر روی رفتار کششی یک آلیاژ Al-Mg-Si-Cu در دماها و نرخ کرنشهای مختلف بررسی شد. نتیجه گیریهای زیر از این تحقیق قابل حصول است:

۱. در ترکیب مناسبی از شرایط دما و نرخ کرنش، افزایش مقدار استحکام کششی با افزایش دما و نیز مقادیر منفی ضریب حساسیت به نرخ کرنش در این آلیاژ مشاهده شد. این مشاهدات موید وقوع پیر کرنشی دینامیکی در آلیاژ مورد آزمایش است.

۲. محاسبه انرژی فعال سازی پیر کرنشی دینامیکی نشان داد که این پدیده در دماهای آغازین خود توسط تعامل اتمهای حل شونده و نابه‌جاییهای متحرک کنترل می‌شود. در دماهای پایانی نیز تجمع اتمهای Mg و جوانه زنی ذرات فاز دوم باعث کاهش اتمهای منیزیم محلول در زمینه شده و منجر به وقوع رفتار معکوس پورتوین لشاتلیه شد.

۳. نسبت ازدیاد طول پس از گلوئی به ازدیاد طول کل با افزایش دما یا کاهش نرخ کرنش افزایش می‌یابد. اثر کشش عنصر حل شونده به عنوان مسبب وقوع این رفتار شناخته شد.

۴. مشاهده شد که اعمال پیش کرنش توسط فرایند ECAE، ضریب حساسیت به نرخ کرنش را در هر دما افزایش داده و باعث انتقال محدوده دمایی ضرایب منفی حساسیت به نرخ کرنش به دماهای پایینتر می‌شود. این رفتار به افزایش شدید دانسیته نابه‌جاییها در ساختار پس از فرایند ECAE نسبت داده شد که باعث کاهش تعداد اتمسفرهای اتم Mg در اطراف نابه‌جاییهای متوقف در پشت موانع می‌شود.

۵. در تمامی دماها و نرخ کرنشهای مورد مطالعه، مشاهده شد که ازدیاد طول پس از گلوئی در نمونه‌های اکستروود شده بر ازدیاد طول همگن غلبه داشته و نسبت ازدیاد طول پس از گلوئی به ازدیاد طول کل تغییرات چندانی با تغییر دما و نرخ کرنش از خود نشان نمی‌دهد.

واژه نامه

- | | | |
|-------------------------------------|------------------------------------|---------------------------------------|
| 1. serrated flow | 8. electropolishing | 15. random precipitates |
| 2. dynamic strain aging | 9. ultimate tensile stress | 16. electron diffraction pattern |
| 3. Portevin Le Chatelier effect | 10. dislocation tangles | 17. coherent |
| 4. precipitation hardening alloys | 11. waiting time | 18. differential scanning calorimetry |
| 5. equal channel angular extrusion | 12. accommodation | 19. solute drag effect |
| 6. transmission electron microscope | 13. thermally activated phenomenon | 20. shear bands |
| 7. twin jet technique | 14. strain rate softening | |

مراجع

- Rizzi, E., and Hahner, P., "On the Portevin-Le Chatelier Effect: Theoretical Modeling and Numerical Results," *International Journal of Plasticity*, Vol. 20, pp. 121-165, 2004.
- Hähner, P., "On the Critical Conditions of the Portevin-Le Chatelier Effect," *Acta Materialia*, Vol. 45, pp. 3695-3707, 1997.
- Peng, K., Chen, W., Zhang, H., and Qian, K. W., "Features of Dynamic Strain Aging in High Strength Al- Zn- Mg- Cu Alloy," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 234- 236, pp. 138- 141, 1997.
- Vedani, M., Angella, G., Bassani, P., Ripamonti, D., and Tuissi, A., "DSC Analysis of Strengthening Precipitates in Ultrafine Al-Mg-Si Alloys," *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, Vol. 87, Issue 1, pp. 227-248, 2007.
- Mario ara, C. D., Andersen, S. J., Jansen, J., and Zand Bergen, H. W., "The Influence of Temperature and Storage Time at RT on Nucleation of the β Phase in a 6082 Al- Mg- Si Alloy," *Acta Materialia*, Vol. 51, pp. 789- 796, 2003.
- Segal, V. M., "Equal Channel Angular Extrusion: From Macromechanics to Structure Formation," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 271, pp. 322-333, 1999.
- Han, B. Q., and Langdon, T. G., "Improving the High-Temperature Mechanical Properties of a Magnesium Alloy by Equal-Channel Angular Pressing," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 410-411, pp. 435-438, 2005.
- McCormick, P. G., "The Effect of Strain on the Aging Time for Serrated Yielding in an Al-Mg-Si Alloy," *Acta Metallurgica*, Vol. 22, pp. 489-493, 1974
- McCormick, P. G., "The Portevin-Le Chatelier Effect in an Al-Mg-Si Alloy," *Acta Metallurgica*, Vol. 19, pp. 463-471, 1971.
- Iwahashi, Y., Wang, J., Horita, Z., Nemoto, M., and Langdon, T. G., "Principles of Equal Channel Angular Pressing for Processing of Ultra-Fine Grained Materials," *Scripta Materialia*, Vol. 35, pp. 143-146, 1996.
- Geng, H. B., Kang, S. B., and Min, B. K., "High Temperature Tensile Behavior of Ultra-Fine Grained Al-3.3 Mg-0.2 Sc-0.2 Zr Alloy by Equal Channel Angular Pressing," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 373, pp. 229-238, 2004.
- Van den Beukel, A., "On the Mechanism of Serrated Yielding and Dynamic Strain Aging," *Acta Metallurgica*, Vol. 28, pp. 965-969, 1980.
- Peng, K., Chen, W., and Qian, K., "Study of Dynamic Strain Aging Phenomenon of 3004 Aluminum Alloy," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 415, pp. 53-58, 2006.
- Karimi Taheri, A., Maccagno, T. M., and Jonas, J. J., "Dynamic Strain Aging and the Wire Drawing of Low Carbon Steel Rods," *ISIJ International*, Vol. 35, pp. 1532-1540, 1995.
- Gaber, A., Mossad Ali, A., Kawabata, K., Yamazaki, T., and Ikeno, S., "Study of the Developed Precipitation in Al-0.63 Mg-0.37 Si-0.5Cu (wt.%) Alloy by Using DSC and TEM Techniques," *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 432, pp. 149-155, 2007.
- Edington, J. W., *Electron Diffraction in the Electron Microscope*, 51, Philips, Eindhoven, 1975.
- Li, D., and Ghosh, A., "Tensile Deformation Behavior of Aluminum Alloys at Warm Forming Temperatures," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 352, pp. 279-286, 2003.
- Wu, Y., Del Castillo, L., and Lavernia, E. J., "Superplasticity of 5083 Alloys Produced by Spray Deposition," *Scripta Materialia*, Vol. 34, pp. 1243-1249, 1996.
- May, J., Höppel, H.W., and Göken, M., "Strain Rate Sensitivity of Ultrafine-Grained Aluminium Processed by Severe Plastic Deformation," *Scripta Materialia*, Vol. 53, pp. 189-194, 2005.

20. Kapoor, R., and Chakravartty, J. K., "Deformation Behavior of an Ultrafine-Grained Al-Mg Alloy Produced by Equal Channel Angular Pressing," *Acta Materialia*, Vol. 55, pp. 5408-5418, 2007.
21. Kapoor, R., Gupta, C., Sharma, G., and Chakravartty, J. K., "Deformation Behavior of Al-1.5 Mg Processed Using the Equal Channel Angular Pressing Technique," *Scripta Materialia*, Vol. 53, pp. 1389-1393, 2005.
22. Segal, V. M., and Ferrasse, S., and Alford, F., "Tensile Testing of Ultra Fine Grained Metals," *Materials Science and Engineering A*, Vol. 422, pp. 321-326, 2006.