

بررسی تأثیر کرنش بر رفتار مکانیکی و خوردگی الکتروشیمیایی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ بعد از

عملیات پیرسازی ترمومکانیکی دو مرحله‌ای

پیام رئیسی گوجانی^{۱*}، مصطفی علیزاده^۲، بهروز شایق بروجنی^۳

^۱ گروه مهندسی مواد، دانشکده علوم و فناوری‌های نوین، دانشگاه تحصیلات تکمیلی صنعتی و فناوری پیشرفته کرمان، کرمان، ایران.

^۲ گروه مهندسی مواد، دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه میبد، میبد، ایران.

^۳ دانشکده فنی و مهندسی، دانشگاه شهرکرد، شهرکرد، ایران.

تاریخ ثبت اولیه: ۱۳۹۷/۰۱/۲۰، تاریخ دریافت نسخه اصلاح شده: ۱۳۹۷/۱۰/۰۸، تاریخ پذیرش قطعی: ۱۳۹۸/۰۳/۰۲

چکیده در پژوهش حاضر به بررسی تأثیر کرنش بر خواص مکانیکی و مقاومت به خوردگی الکتروشیمیایی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ و مقایسه آن با پیرسازی معمولی T6 در فرایند عملیات حرارتی پیرسازی ترمومکانیکی دو مرحله‌ای پرداخته شده است. برای انجام این پژوهش نمونه‌هایی از این آلیاژ در حین پیرسازی معمولی تحت درصدهای مختلف کرنش در دمای محیط قرار گرفت و پس از آن عملیات پیرسازی کامل گردید. چهار کرنش ۱۰٪، ۳۰٪، ۵۰٪ و ۶۵٪ توسط دستگاه نورد بر نمونه‌ها اعمال گردید. نتایج حاصل از آزمایش کشش با نرخ کرنش پایین، منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک و میکروسکوپی نوری نشان می‌دهد، نمونه‌ی با ۵۰٪ کرنش در حالت بهینه‌ی ریزساختار، استحکام و مقاومت به خوردگی قرار دارد. این امر به دلیل توزیع ریز و یکنواخت رسوب‌ها است که باعث افزایش ۲۷٪ در استحکام تسلیم، ۱۰٪ در استحکام کششی و ۸۳٪ در مقاومت به خوردگی، نسبت به عملیات حرارتی T6 شده است. بنابراین اعمال کرنش ۵۰٪، در عملیات حرارتی پیرسازی ترمومکانیکی دو مرحله‌ای فوق، می‌تواند منجر به افزایش مقاومت به خوردگی با حفظ استحکام بالا شود.

کلمات کلیدی: پیرسازی ترمومکانیکی، خوردگی الکتروشیمیایی، پلاریزاسیون، آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴.

Evaluation the Effect of Strain on Mechanical Behavior and Electrochemical Corrosion Properties of Al-2024 Alloy after Two-Step Aging and Thermomechanical Treatments

Payam Raiesi Goojani^{1*}, Mostafa Alizadeh², Behrooz Shayegh Boroujeny³

¹ Department of Science and Modern Technology, Faculty of Materials Engineering, Graduate University of Advanced Technology, Kerman, Iran.

² Department of Engineering, Faculty of Materials Engineering, Meybod University, Meybod, Iran.

³ Department of Engineering, University of Shahrekord, Shahrekord, Iran.

Abstract In this study, the effect of strain in thermomechanical two-step aging heat treatment on mechanical properties and electrochemical corrosion resistance of Al-2024 alloy has been investigated. These results were compared with normal aging T6. For this research, samples of Al-2024 alloys were placed at ambient temperature during normal aging under different percentages of strain, and then aging treatment was completed. Four strains of 10%, 30%, 50% and 65% were applied on the samples by rolling machine. The results of tensile test with low strain rate, potentiodynamic polarization curves and optical microscopy indicated that the sample with 50% strain offered optimum combination of microstructure, mechanical strength and corrosion resistance. This is due to the fine and uniform distribution of precipitates that cause increasing of yield strength, tensile strength and corrosion resistance by 27%, 10%, and 83%, respectively, in comparison with T6 heat treated. Therefore applying strain of 50%, can increase the corrosion resistance with maintaining high strength in two-step aging and thermomechanical heat treatments.

Keywords: Aging Thermomechanical, Electrochemical Corrosion, Polarization, Aluminum 2024 alloy.

۱- مقدمه

بالای رسوب‌سختی، استحکام قابل توجهی دارند. از طرفی رسوب‌های پراکنده در زمینه که به صورت فازهای بین‌فازی هستند، به دلیل اختلاف پتانسیلی که با زمینه دارند، تشکیل سلول‌های میکروگالوانیکی می‌دهند و مستعد خوردگی حفره‌دار شدن هستند [۱۱]. تحقیقات حاکی از این است که رفتار خوردگی آلیاژهای گروه ۲۰۰۰ ارتباط مستقیمی با رفتار خوردگی آلومینیوم-مس-منیزیم دارد [۱۲].

پژوهش‌های صورت گرفته نشان می‌دهد شدت خوردگی به عوامل مختلفی از جمله محیط خورنده، عملیات صورت گرفته، نوع و اندازه‌ی رسوب‌ها و همچنین عناصر آلیاژی بستگی دارد [۱۳]. ولی با وجود یک دهه تحقیقات فشرده، پدیده خوردگی و پسیو شدن هنوز به‌طور کامل شناخته نشده است.

اولین تحقیق، به ظاهر پیرامون تأثیر عملیات پیرسازی ترمومکانیکی بر خواص مکانیکی آلیاژهای گروه ۲۰۰۰ آلومینیوم، توسط کومار، سینگ و گوئل (۱۹۸۸) بر روی آلیاژ ۲۲۱۸ انجام شده است. این پژوهشگران نشان دادند که در مقایسه با روش‌های متداول پیرسختی، این عملیات تأثیر قابل ملاحظه‌ای بر خواص کششی آلیاژ دارد [۱۴]. در پژوهشی دیگر لی-هوی و همکاران (۲۰۱۲) اثر پیش‌تغییر شکل را بر روی ریزساختار و خواص مکانیکی آلومینیوم ۲۲۱۹ در طی فرایند ترمومکانیکی بررسی کردند. طبق نتایج این پژوهش، استحکام کششی و تسلیم در ابتدا افزایش یافته و سپس تحت یک عملیات حرارتی خاص کاهش می‌یابد [۳]. همچنین وانگ، نی و ما (۲۰۰۸) به بررسی پیش‌کرنش و پیرسازی دو مرحله‌ای بر ریزساختار و خوردگی تنشی آلومینیوم ۷۰۵۰ پرداخته‌اند. آن‌ها به این نتیجه رسیدند که استحکام تسلیم و خوردگی تنشی آلیاژ آلومینیوم ۷۰۵۰ پس از عملیات فوق نسبت به عملیات حرارتی T6 بهبود می‌یابد [۱۵]. در یکی دیگر از پژوهش‌های انجام گرفته، افسست و همکاران (۲۰۰۲) نیز به بررسی اثر فرایند ترمومکانیکی آلیاژ AA3005 بر حساسیت به خوردگی فیلامنتی و خواص الکتروشیمیایی و ریزساختار پرداخته‌اند. طبق نتایج مطالعه آن‌ها نمونه‌های نورد گرم شده، مقاومت خوردگی فیلامنتی ضعیفی از خود نشان دادند؛ و همچنین انجام عملیات حرارتی در نمونه‌های نورد گرم و به دنبال آن نورد سرد شده باعث کاهش شدید مقاومت

آلیاژهای آلومینیوم به علت چگالی پایین به مدت چندین دهه، مواد اولیه برای اجزای سازنده هواپیماهای نظامی، چرخ-بال‌ها و غیره بوده است [۱]. آلیاژهای آلومینیوم-مس-منیزیم جزء اولین آلیاژهایی هستند که تحت عملیات پیرسازی قرار گرفته‌اند. تاریخ پیدایش این آلیاژها به کشف تصادفی پدیده پیرسختی توسط مهندس متالورژی آلمانی به نام آلفرد ویلم در سال ۱۹۰۶ باز می‌گردد [۲]. به دلیل وجود عناصر آلیاژی در این گروه از آلیاژها، لازم است که آنها در دمایی نزدیک به دمای انتهای انجماد تعادلی، عملیات حرارتی شوند. این موضوع، بیشتر به انحلال فازهای بین‌فازی کمک خواهد کرد. به‌طور کلی خواص مکانیکی با کارایی بالای این نوع از آلیاژهای آلومینیوم را می‌توان با عملیات ترمومکانیکی به دست آورد. عملیات ذکر شده شامل سه فرایند اصلی محلول‌سازی، آبدهی، تغییر شکل پلاستیکی و پیرسازی است [۳].

آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ از آلیاژهای مشهور گروه آلومینیوم-مس-منیزیم می‌باشد که در کاربردهای با استحکام بالا به کار گرفته می‌شود. استحکام این گروه از آلیاژها با رسوب‌سختی، برپایه پخش رسوب‌های فاز S و تشکیل کامپوزیت Al_2CuMg افزایش می‌یابد [۴]. فرایندهای کار مکانیکی و عملیات حرارتی باعث استحکام آلیاژهای آلومینیوم می‌گردند. عملیات ترمومکانیکی که کار مکانیکی و عملیات حرارتی را به صورت هم‌زمان شامل می‌شود، در مقایسه با هر کدام از فرایندهای فوق به صورت مستقل، تأثیر بیشتری بر خواص مکانیکی دارد [۵]. در مقایسه با آلومینیوم خالص، آلیاژهایی از آلومینیوم که دارای خواص مکانیکی بهتری هستند، مقاومت به خوردگی پایین‌تری دارند [۶]. بیشتر تحقیقات الکتروشیمیایی انجام گرفته پیرامون رفتار غیرآلیاژی آلومینیوم در برابر خوردگی، روی محلول کلرید سدیم متمرکز شده است. تقریباً همه محققین بر این باور هستند که دلیل اصلی مقاومت به خوردگی بالای آلومینیوم به خاطر تشکیل لایه اکسیدی بر سطح آن است [۷-۱۰]. در مورد آلیاژهای آلومینیوم، اضافه شدن عناصر آلیاژی مانند مس، روی، منیزیم و سیلیسیوم، اگرچه باعث بهبود خواص مکانیکی آن می‌گردد ولی اغلب باعث کاهش مقاومت در برابر خوردگی موضعی می‌شود. آلیاژهای گروه ۲۰۰۰ آلومینیوم به دلیل قابلیت

برای متالوگرافی ابتدا نمونه‌ها قالب‌گیری شده، سپس با کاغذ SiC تا شماره ۲۴۰۰ سنباده زده، مسطح شد و بعد با خمیر الماس یک میکرون برق انداخته شد و در نهایت در محلول کلر (دو میلی‌لیتر HF (40%) + سه میلی‌لیتر HCl (38%)+ پنج میلی‌لیتر HNO₃ (70%) + ۱۹۰ میلی‌لیتر H₂O) حکاکی شدند.

جهت بررسی خواص مکانیکی از آزمایش کشش با نرخ کرنش پایین استفاده شد. نمونه‌هایی مشابه با نمونه‌های آزمایش کشش با کرنش معمول طبق استاندارد ASTM B557M و طول سنج ۲۵ میلی‌متر، ماشین کاری و آماده‌سازی سطح شده و با نرخ کرنش معادل $2 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ در دمای اتاق مورد آزمایش قرار گرفتند. همچنین برای بررسی مشاهده ریزساختار از میکروسکوپ نوری و الکترونی روبشی (SEM) مدل VEGA\TESCAN-LMU استفاده شد. برای انجام آزمایش الکتروشیمیایی از الکتروده اشباع کالومل SCE به عنوان الکتروده مرجع و از پلاتین هم به عنوان الکتروده کمکی استفاده گردید. برای ساخت الکتروده کاری، نمونه‌ای با ابعاد $1 \times 10 \times 1 \text{ mm}^3$ برش داده شد و پس از اتصال سیم مسی، قالب‌گیری گرم شد. پیش از آزمایش، نمونه‌ها طبق استاندارد ASTM G1-90I، با کاغذهای سنباده از جنس SiC و شماره‌های به ترتیب ۱۰۰۰، ۲۰۰۰ و ۴۰۰۰ به صورت مکانیکی مسطح شده و بعد از برق انداختن، با اتانول چربی‌زدایی و پس از شسته شدن با آب مقطر با جریان هوای گرم فشرده و خشک شدند.

آزمایش‌های الکتروشیمیایی در این پژوهش با رسم منحنی‌های پلاریزاسیون انجام گرفت. کلیه آزمایش‌ها با دستگاه پتانسیواستات اتولب - استاتنی (Autolab - Gstatni) انجام شد. قبل از انجام هر آزمایش برای رسیدن به حالت پایدار (تغییرات کمتر از ۵ mV در هر ۵ min)، نمونه‌ها به مدت یک ساعت در محلول آزمایش غوطه‌ور شدند. در آزمون‌های پلاریزاسیون، نمونه‌ها از مقدار ۲۵۰ mV زیر پتانسیل مدار باز و با نرخ روبش ۱ mV/s پلاریزه شدند.

خوردگی شد [۱۶]. مطالعات متعددی به منظور بررسی رفتار آلیاژهای آلومینیوم در محلول‌های کلریدی منتشر شده و مدل‌های مختلفی در این خصوص ارائه گردیده است. ولی در هیچ یک از پژوهش‌های صورت گرفته، به‌طور هم‌زمان تأثیر کرنش بر روی خوردگی الکتروشیمیایی و خواص مکانیکی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ در فرایندهای ترمومکانیکی، بررسی نشده است. از این‌رو در پژوهش حاضر تلاش بر این است که با یافتن کرنش بهینه و ادغام این کرنش با عملیات حرارتی در نمونه‌های تهیه شده، این بررسی انجام شود.

۲- روش تحقیق

در این پژوهش از ورق آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ با ضخامت ۴/۸۵mm و ترکیب شیمیایی بیان شده در جدول ۱ استفاده شد.

ورق مورد نظر تحت عملیات آنیل کامل، شامل حرارت دادن در دمای 415°C به مدت ۱۳۵ min و سپس سرد کردن با نرخ $30^\circ\text{C}/\text{min}$ ، قرار گرفت [۱۷].

تمامی نمونه‌ها با توجه به ضخامت آلیاژ، در دمای 500°C به مدت زمان ۵۵ min محلول‌سازی شدند [۱۷]، سپس نمونه‌ها در آب سرد آبدهی شده و در ادامه مورد عملیات پیرسازی ترمومکانیکی قرار گرفتند. تشریح کلیه فرایندهای صورت گرفته در این پژوهش در جدول (۲) آورده شده است. همچنین به منظور مقایسه، عملیات مرسوم برای افزایش استحکام آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ یعنی T6 نیز انجام گرفت.

زمان پیرسازی با توجه به ضخامت ورق، نه ساعت در دمای 190°C انتخاب شد [۱۸].

در این پژوهش آزمون ریزسختی ویکرز از نمونه‌ها به وسیله دستگاه استروئوس (Struers) مدل دورامین ۲۰ (Duramin20) و با اعمال نیرویی معادل ۳۰۰gr و به مدت ۱۰ s از سطوح نمونه‌ها در ۱۰ نقطه انجام شد و میانگین آنها به عنوان سختی اعلام گردید.

جدول ۱. ترکیب شیمیایی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ مورد استفاده در پژوهش.

سیلیسیوم	آهن	منگنز	منیزیم	مس	آلومینیوم	عنصر
٪۰٫۳	٪۰٫۳	٪۰٫۱۶	٪۰٫۱۳	٪۰٫۴/۸	پایه	درصد وزنی

جدول ۲. فرایندهای مختلف انجام شده روی نمونه‌ها.

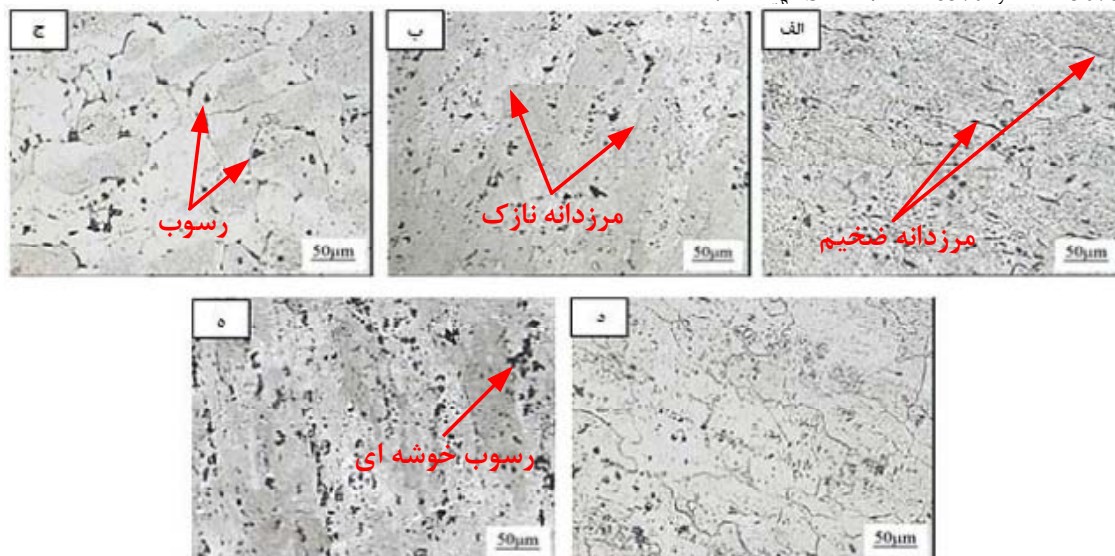
ردیف	نام نمونه (شناسه)	تشریح عملیات
۱	T6	عملیات محلولی در ۵۰۰°C به مدت ۵۵ دقیقه، آبدهی در آب سرد و پیرسازی کامل در دمای ۱۹۰°C
۲	TMA10%	عملیات محلولی در ۵۰۰°C به مدت ۵۵ دقیقه، آبدهی در آب سرد، ۱۳۵ دقیقه پیرسازی در دمای ۱۹۰°C (۲۵٪ زمان کل پیرسازی)، ۱۰٪ کرنش در دمای ۱۰۰°C، ادامه پیرسازی
۳	TMA30%	عملیات محلولی در ۵۰۰°C به مدت ۵۵ دقیقه، آبدهی در آب سرد، ۱۳۵ دقیقه پیرسازی در دمای ۱۹۰°C (۲۵٪ زمان کل پیرسازی)، ۳۰٪ کرنش در دمای ۱۰۰°C، ادامه پیرسازی
۴	TMA50%	عملیات محلولی در ۵۰۰°C به مدت ۵۵ دقیقه، آبدهی در آب سرد، ۱۳۵ دقیقه پیرسازی در دمای ۱۹۰°C (۲۵٪ زمان کل پیرسازی)، ۵۰٪ کرنش در دمای ۱۰۰°C، ادامه پیرسازی
۵	TMA65%	عملیات محلولی در ۵۰۰°C به مدت ۵۵ دقیقه، آبدهی در آب سرد، ۱۳۵ دقیقه پیرسازی در دمای ۱۹۰°C (۲۵٪ زمان کل پیرسازی)، ۶۵٪ کرنش در دمای ۱۰۰°C، ادامه پیرسازی

۳- نتایج و بحث

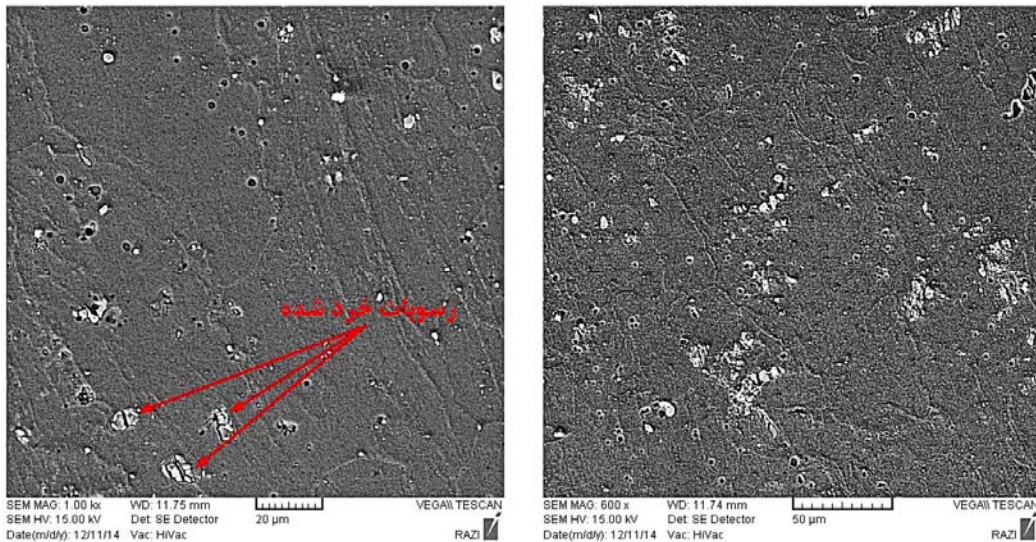
۳-۱- بررسی تأثیر کرنش بر ریزساختار

ریزساختار آلایژ آلومینیوم ۲۰۲۴ در طی اعمال کرنش-های مختلف در فرایند مذکور در شکل ۱ نشان داده شده است. همان‌طور که مشاهده می‌شود، در حالت T6 (شکل ۱- الف) که فاقد کرنش می‌باشد، مرزدانه‌ها ضخیم بوده و توزیع رسوب‌ها بر روی مرز و درون دانه ناهمگن‌تر به نظر می‌رسد. با اعمال کرنش و افزایش آن، به دلیل ایجاد مناطق جوانه‌زنی بیشتر درون دانه، تعداد رسوب‌ها در مرزدانه کاهش یافته است. لذا مرزدانه‌ها نازک‌تر و رسوب‌ها بیشتر و با توزیع همگن‌تر درون دانه مشاهده می‌شود [۳۱]. با اعمال کرنش زیاد به میزان ۶۵٪ (TMA65%)، رسوب‌ها بیش از حد درشت شده و به صورت خوشه‌ای درآمده است. به منظور بررسی بیشتر، از دو نمونه TMA50% و TMA65% SEM تهیه شد.

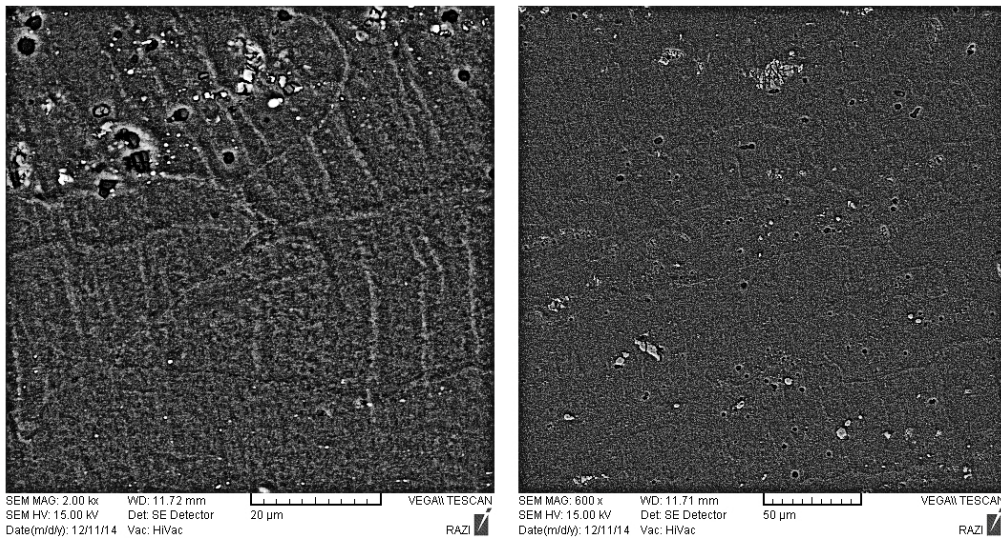
همان‌طور که در شکل ۲ نشان داده شده است، در نمونه TMA50% مرزدانه‌ها بسیار نازک بوده و تا حدودی از رسوب‌ها تهی شده‌اند. در این تصاویر خرد شدن رسوب‌ها به وضوح دیده می‌شود. در شکل ۳ تصاویر SEM نمونه TMA65% آورده شده است. در این نمونه نیز رسوب‌ها خرد شده ولی به دلیل کرنش بسیار زیاد و افزایش بیش از حد رسوب‌ها و کم شدن فواصل بین آن‌ها، مجتمع شده و توزیع به صورت ناهمگن درآمده‌اند. در این نمونه نیز مرزدانه‌ها نازک می‌باشند. بنابراین با توجه به تصاویر میکروسکوپ نوری می‌توان این‌چنین حدس زد که ریزساختار بهینه از نظر همگن بودن رسوب‌ها نمونه TMA50% است. توضیحات بیشتر پیرامون این مبحث در قسمت ۳-۳ بیان شد.



شکل ۱. تصویر میکروسکوپ نوری از ریزساختار نمونه‌های (الف) T6، (ب) TMA10%، (ج) TMA30%، (د) TMA50%، (ه) TMA65%.



شکل ۲. تصاویر SEM از نمونه TMA50% در دو بزرگنمایی مختلف.



شکل ۳. تصاویر SEM از نمونه TMA65% در دو بزرگنمایی مختلف.

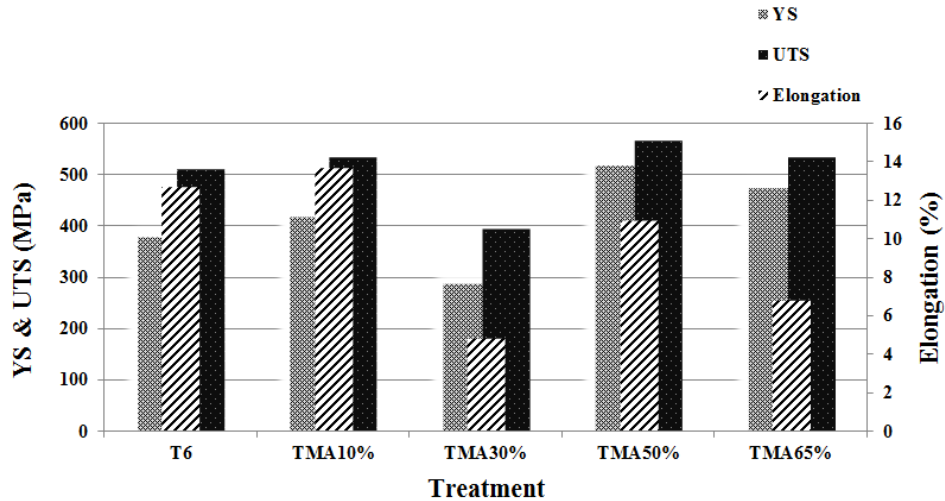
۳-۲- بررسی تأثیر کرنش بر خواص مکانیکی

اعمال کرنش نورد در بین عملیات پیرسازی تأثیر دوگانه‌ای بر روی خواص مکانیکی این آلیاژ دارد. با اعمال تغییرشکل پلاستیک، کرنش سختی و چگالی نابجایی‌ها افزایش و باعث توزیع بهتر و ریزتر رسوب‌ها درون زمینه می‌شود. هم‌چنین کارمکانیکی باعث ایجاد قفل‌های نابجایی- رسوب و افزایش استحکام می‌گردد. با افزایش بیشتر کرنش به اندازه ۵۰٪، رسوب‌ها شکسته شده که این رسوب‌ها خرد شده و به صورت یکنواخت و ریز توزیع می‌گردند که باعث حداکثر استحکام در آلیاژ می‌شود. ولی با اعمال کرنش بیشتر (۶۵٪) ضریب نفوذ عناصر بیشتر شده و رسوب‌های فاز ثانویه درشت‌تر و باعث خوشه‌ای شدن اتم‌های محلول بر روی نابجایی‌ها می‌گردد. این خوشه‌ها، خود محل جوانه‌زنی برای رسوب‌های بعدی خواهد

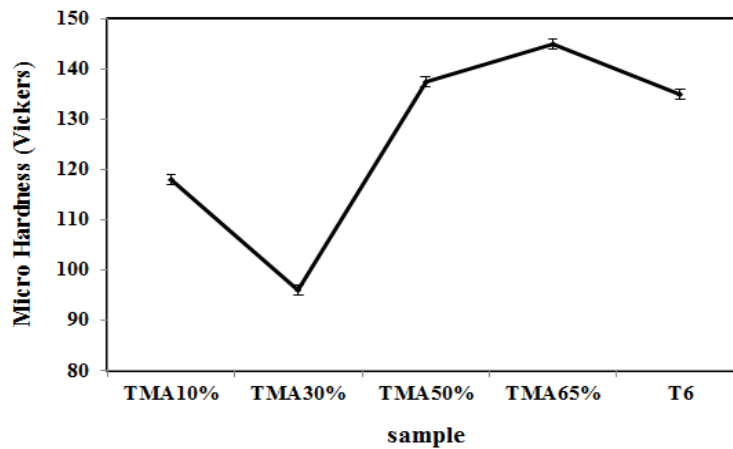
شکل‌های ۴ و ۵ خواص مکانیکی آلیاژ در فرایندهای مختلف را نشان می‌دهد. طبق نتایج، بیشترین استحکام تسلیم و استحکام نهایی، مربوط به نمونه با TMA50% است. می‌توان این‌چنین بیان کرد که شکل، اندازه و توزیع رسوب‌ها و هم-چنین واکنش بین نابجایی‌ها و رسوب‌ها که در طی عملیات ترمومکانیکی انجام شده رخ داده، عامل اصلی افزایش خواص مکانیکی آلیاژ، به‌ویژه افزایش استحکام بوده است. در این فرایند، پس از عملیات محلول‌سازی و سپس آبدهی، بخشی از عملیات پیرسازی انجام شد؛ سپس به منظور ایجاد نیروی محرکه لازم برای نفوذ عناصر آلیاژی بین جاهای خالی و ایجاد رسوب فازهای بین‌فلزی و هم‌چنین شکست رسوب‌ها، تغییر- شکل پلاستیک توسط نورد اعمال گردید.

(دیمپل‌های) عمیق و هم‌محور نشان‌دهنده‌ی حالت شکست نرم‌تر نسبت به نمونه TMA65% است. در نمونه TMA65%، مخلوطی از شکست نرم و ترد دیده می‌شود. وجود ترک‌های ریز در سطح مقطع شکست این نمونه را می‌توان علت کاهش استحکام این نمونه دانست.

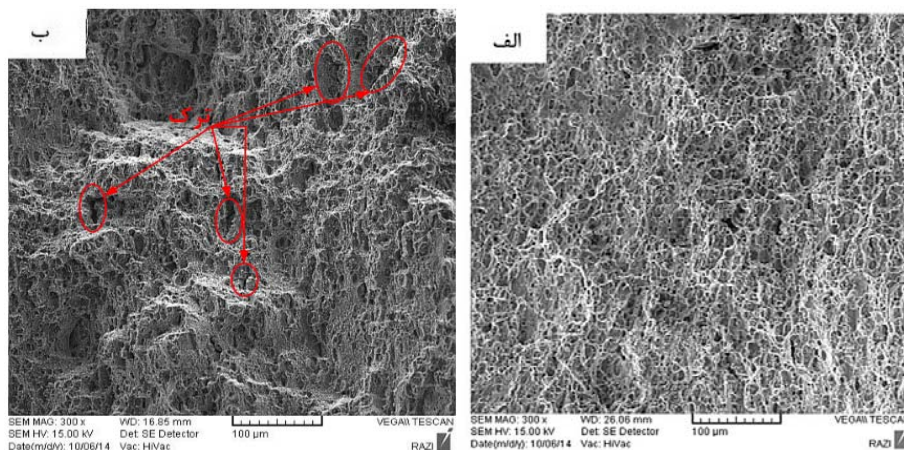
بود. پس استحکام آلیاژ به دلیل درشت شدن بیش از حد، رسوب‌ها کاهش می‌یابد. به منظور بررسی بیشتر خواص مکانیکی نمونه‌ها، از سطح مقطع شکست دو نمونه TMA50% و TMA65%، (شکل ۶) تصاویر SEM تهیه شد. در نمونه ۵۰٪ کرنش، وجود حفره‌های



شکل ۴. نتایج آزمایش کشش با سرعت کرنش آهسته.



شکل ۵. نتایج آزمایش ریزسختی.

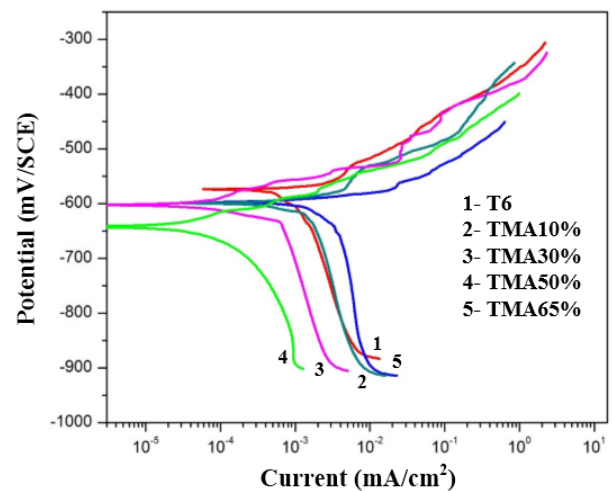


شکل ۶. تصاویر SEM از سطح مقطع شکست نمونه‌های (الف) TMA50%، (ب) TMA65%.

۳-۳- بررسی تأثیر کرنش بر خوردگی الکتروشیمیایی

شکل ۷ منحنی‌های پلاریزاسیون پتانسیودینامیک نمونه‌های مختلف در محلول 0.1 M NaCl را نشان می‌دهد. با افزایش میزان کرنش به بیشتر از ۱۰٪، نمودار پلاریزاسیون به سمت چپ (جریان‌های کمتر) جابه‌جایی پیدا می‌کند. این روند کاهش جریان، تا کرنش ۵۰٪ ادامه دارد، به نحوی که نمونه TMA50% کمترین میزان جریان خوردگی را دارا است. ولی در کرنش‌های بیشتر از ۵۰٪، جریان خوردگی به میزان قابل توجهی افزایش یافته است. جدول ۳ مقادیر چگالی شدت جریان و پتانسیل‌های خوردگی برای نمونه‌های مختلف در مقایسه با نمونه T6 را نشان می‌دهد.

با اعمال کرنش بالای ۱۰٪، شدت جریان خوردگی را می‌توان به میزان قابل توجهی کاهش داد و در نمونه TMA50%، شدت جریان خوردگی تقریباً به اندازه‌ی ۹۰٪ نسبت به نمونه‌ی T6 کاهش پیدا کرده است.



شکل ۷. نمودار پلاریزاسیون پتانسیودینامیک برای نمونه‌های مختلف آلیاژ ۲۰۲۴.

جدول ۳. مقادیر چگالی شدت جریان خوردگی و پتانسیل استخراج شده از نمودارهای پلاریزاسیون برای نمونه‌های مختلف آلیاژ ۲۰۲۴.

نام نمونه (شناسه)	شدت جریان خوردگی ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	پتانسیل (mV,SCE)
T6	۱,۳۱	-۵۷۵
TMA10%	۲,۲۳	-۶۰۵
TMA30%	۰,۵۴	-۶۱۰
TMA50%	۰,۲۲	-۶۴۰
TMA65%	۳,۹۰	-۶۰۰

از آنجایی‌که آزمایش در محلول NaCl انجام شد، خوردگی با حمله یون‌های Cl^- به سطح اکسیدی آغاز می‌گردد. لایه‌ی اکسیدی در همه‌ی سطح به صورت یکنواخت نیست. یون‌ها در محل فازهای ثانویه که دارای لایه محافظ ضعیف‌تری هستند تجمع می‌کنند و لایه‌ی اکسیدی را از بین می‌برند. در ادامه یک سلول میکروگالوانیکی بین Al و فاز S (Al_2CuMg) به وجود می‌آید و خوردگی از حالت شیمیایی به الکتروشیمیایی تغییر می‌یابد. فاز S که به اندازه‌ی $300-400 \mu\text{V}$ منفی‌تر از زمینه است، نقش آند را می‌پذیرد و خورده می‌شود [۱۶].

بنابراین در کرنش‌های بیشتر از ۱۰٪، به دلیل افزایش کسر حجمی و درشت شدن رسوب‌ها که افزایش سطح آند را به دنبال دارد و همچنین به دلیل توزیع همگن‌تر رسوب‌ها که مانع از تجمع یون‌های Cl^- می‌شوند، خوردگی کاهش می‌یابد. علاوه‌براین، رسوب‌های نسبتاً درشت به خاطر حذف انرژی کرنش هم‌شیمیایی باعث کاهش خوردگی می‌شوند [۱۷].

همان‌طور که قبل‌تر ذکر گردید، فرایند مذکور باعث کاهش رسوب‌ها در مرزخانه و افزایش رسوب‌ها درون دانه می‌شود. با توجه به آندی بودن رسوب‌ها، مرزخانه‌ها از خوردگی محافظت شده و خوردگی مرزخانه‌ای رخ نمی‌دهد. بنابراین یکی دیگر از دلایل افزایش مقاومت به خوردگی نمونه‌های فرایند پیرسازی ترمومکانیکی دومرحله‌ای را می‌توان کاهش خوردگی مرزخانه‌ای بیان کرد.

خوردگی حفره‌ای زمانی اتفاق می‌افتد که نواحی موضعی یک ماده متحمل حمله سریع باشد، اگرچه سطح وسیعی از ماده بدون تأثیر باقی بماند. در خوردگی حفره‌ای، شروع خوردگی در عیوب روی سطح آلومینیوم مثل ذرات فاز ثانویه و یا روی مرزخانه‌ها اتفاق می‌افتد. تعدادی از این جوانه‌ها که به اندازه بحرانی می‌رسند دیگر پسیو نمی‌شوند و حفره شروع به رشد می‌کند. این رشد به دلیل تشکیل یک منطقه مرده صورت می‌گیرد که در اثر هیدرولیز کاتیون‌های حاصل از انحلال آلومینیوم، اسیدی شده است. افزایش بار مثبت حاصل از غلظت کاتیون‌ها در انتهای حفره باعث مهاجرت آنیون‌های موجود در محیط خارج از حفره (به‌ویژه یون‌های Cl^-) به داخل منطقه مرده می‌شود. بنابراین در نمونه TMA65%، رسوب‌هایی که بیش از حد درشت شده و به صورت خوشه‌ای و تجمع یافته درون زمینه درآمده‌اند، محل‌های مناسبی برای جوانه‌زنی و

۲- کرنش در عملیات حرارتی پیرسازی دومرحله‌ای تأثیر دوگانه‌ای بر روی خواص مکانیکی دارد. با افزایش کرنش از ۱۰٪ به ۳۰٪ به دلیل عدم وجود نیروی کافی برای خرد کردن و توزیع همگن رسوبات، استحکام کاهش یافت. در کرنش ۵۰٪ به دلیل توزیع ریز و یکنواخت رسوب‌ها، استحکام حداکثر، ولی در کرنش‌های بالاتر به دلیل درشت شدن بیش از حد رسوب‌ها و خوشه‌ای شدن آن‌ها، استحکام کاهش یافت.

۳- با افزایش میزان کرنش اعمالی به بیشتر از ۱۰٪ (تا حدود ۵۰٪) به دلیل افزایش رسوب‌ها (افزایش سطح آند) و توزیع ریزتر و همگن‌تر آن‌ها (عدم وقوع خوردگی حفره‌ای) و هم-چنین خروج آن‌ها از مرزخانه به درون دانه (عدم وقوع خوردگی مرزخانه‌ای)، مقاومت به خوردگی آلیاژ افزایش یافت.

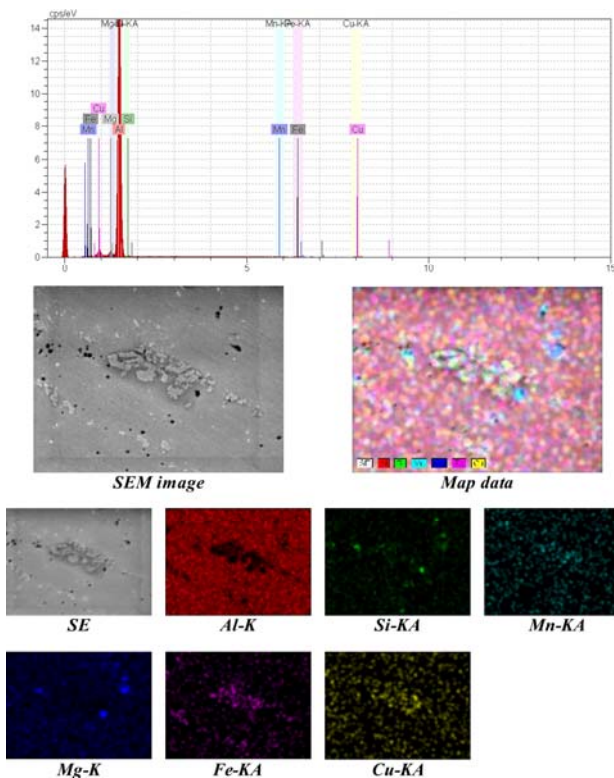
۴- در کرنش‌های بیشتر از ۵۰٪ رسوب‌ها بیش از حد درشت شده و به صورت خوشه‌ای و تجمع یافته درون زمینه قرار گرفت. این رسوب‌های درشت محل‌های مناسبی برای جوانه-زنی و شروع خوردگی حفره‌ای بوده و لذا مقاومت به خوردگی به میزان قابل توجهی کاهش یافت.

شروع خوردگی حفره‌ای بوده و مقاومت به خوردگی را به میزان قابل توجهی کاهش می‌دهند.

به منظور بررسی نحوه توزیع عناصر آلیاژی، از نمونه-های TMA50% و TMA65% تصاویر پرتو ایکس عناصر حاضر (MAP) گرفته شد. همان‌طور که در شکل ۸ مشاهده می‌شود، در نمونه TMA50%، تا حدودی توزیع عناصر به صورت همگن است. این توزیع همگن عناصر می‌تواند دلیلی بر افزایش خواص مکانیکی و خوردگی الکتروشیمیایی این نمونه باشد. در حالی‌که در نمونه TMA65%، به دلیل تجمع رسوب‌ها، توزیع عناصر آلیاژی همگن نبوده و در بعضی مناطق از آلیاژ، عنصر آلومینیوم وجود ندارد. این عامل سبب عدم تشکیل لایه پسیو در آن محل و همچنین ایجاد یک سلول میکروگالوانیکی شده و خوردگی موضعی شکل می‌گیرد. پس در این نمونه مقاومت به خوردگی الکتروشیمیایی به میزان محسوسی کاهش یافته است.

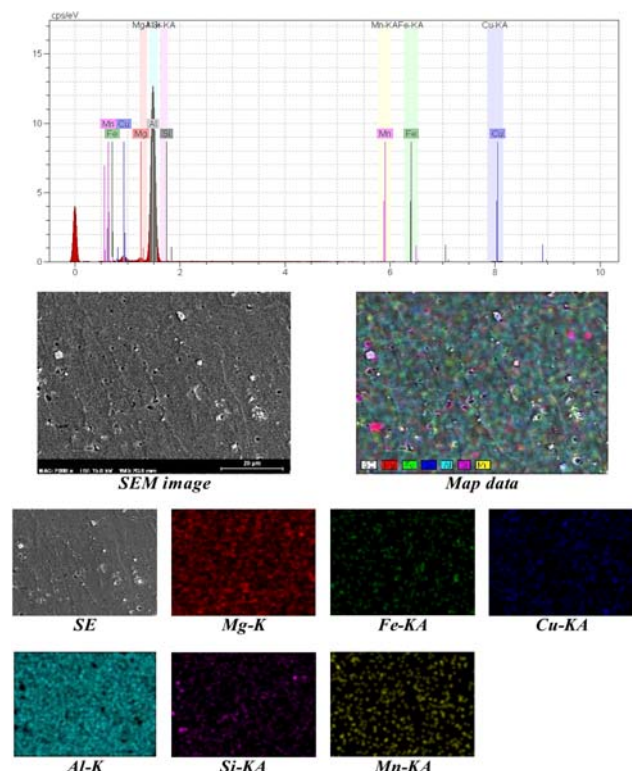
۴- نتیجه‌گیری

۱- ایجاد کرنش در حین فرآیند پیرسازی، منجر به افزایش میزان رسوب‌ها، توزیع همگن‌تر آنها و نازک‌تر شدن مرزخانه‌ها در آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴ شد.



(ب)

شکل ۸. تصویر MAP از توزیع عناصر آلیاژی نمونه‌های (الف) TMA50%، (ب) TMA65%.



(الف)

مراجع

19. Shao, M., Fu, Y., Ronggang, H., Lin, C., A study on pitting corrosion of aluminum alloy 2024-T3 by scanning microreference electrode technique, *Material science engineering*, 2003, 344, 323-327.
20. Son, I.-J., Nakano, H., Oue, S., Shigeo, S., Fukushima, H., Horita, Z., Effect of equal-channel angular pressing on pitting corrosion resistance of anodized aluminum-copper alloy, *Transaction of nonferrous metals society in china*, 2009, 19, 904-907.
1. Hui, M.W., Chang, Q. X., Pan, L., Zhi, W.W., Influence of thermomechanical aging on microstructure and mechanical properties of 2519A aluminum alloy, *Cent. South Univ. Technol.*, 2011, 18, 1349-1353.
2. Kelly, A., Nicholson, R.B., Precipitation hardening progress in material science, London, *Pergamon Press*, 1963.
3. Li-hui, A., Yang, C., Wei, L., Shi-jian, Y., Shi-qiang Z., Fan-cheng, M., Effect of pre-deformation on microstructure and mechanical properties of 2219 aluminum alloy sheet by thermomechanical treatment, *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 2012, 22, 370-375.
4. Shabestari, S.G., Ghoncheh, M.H., Momeni, H., Evaluation of formation of intermetallic compounds in Al2024 alloy thermal analysis technique, *Thermochimica Acta*, 2014, 589, 174-182.
۵. ابوطالبی، م.، میردامادی، ش.، دانشجو، ک.، صادقی، ک.، اثر پیرسازی مکانیکی (Thermomechanical Ageing) بر خواص کششی آلیاژ آلومینیوم ۲۰۲۴، پنجمین کنگره سالانه انجمن مهندسين متالورژی ایران، ۱۳۸۰، ۱۳۰-۱۲۱.
6. Silva, J.W.J., Bustamante, A.G., Codaro, E.N., Nakazato, R.Z., Hein, L.R.O., Morphological analysis of pits formed on Al 2024-T3 in chloride aqueous solution, *Applied Surface Science*, 2004, 236, 356-365.
7. Foroulis, Z.A., Thbrikar, M.J., On the kinetics of breakdown of passivity of preanodized aluminum by chloride ions, *J. of Electrochem. Soc.*, 1975, 122, 81-89.
8. Martin, F.J., Impedance studies of the passive film on aluminum, *Corrosion Science*, 2005, 47, 3187-3201.
9. Smalowska, Z.S., Pitting corrosion of aluminum. *Corrosion Science*, 1999, 41, 743-1767.
10. Jianjun, R., Yu, Z., The growth mechanism of pits in NaCl solution under anodic films on aluminum, *Surface and Coating Tech.*, 2005, 191, 311-316.
11. ASM Group, ASM Metals HandBook. Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection, *America Society Of Metals*, 2003, 13A.
۱۲. جعفرزاده، ک.، شهرابی، ت.، هادوی، م.م.، حسینی، م.ق.، ارزیابی خوردگی آلیاژ آلومینیوم - منیزیم AA5083-H321 در محیط NaCl ساکن به روش امپدانس الکتروشیمیایی، علوم و مهندسی سطح، ۴، ۱۳۸۶، ۵۵-۶۷.
13. ASM Group, ASM Metals HandBook. Alloys phase diagrams, *America society of metals*, 1992, 3.
14. Kumar, M., Singh, S., Goel, D.B., Electron Microscopic Studies of Thermo mechanically Aged 2218 Alloy, *Bulletin of Materials Science, India*, 1988, 10, 217-222.
15. Wang, D., Ni, D.R., Ma, Z.Y., Effect of Pre-strain and Two-step Aging on Microstructure and Stress Corrosion Cracking of 7050 Alloy, *Materials Science and Engineering A*, 2008, 494, 360-366.
16. Afseth, A., Nordlien, J.H., Scamans, G.M., Nisancioglu, K., Effect of thermo-mechanical processing on filiform corrosion of aluminum alloy AA3005, *Corrosion Science*, 2002, 44, 2491-2506.
17. ASM Group, ASM Metals HandBook. Heat Treating, The Materials Information Company, 1991, 4.
18. Totten, G.E., MacKenzie, D.S., Aluminum Standard and Data, New York: MARCEL DEKKER, 2003.