

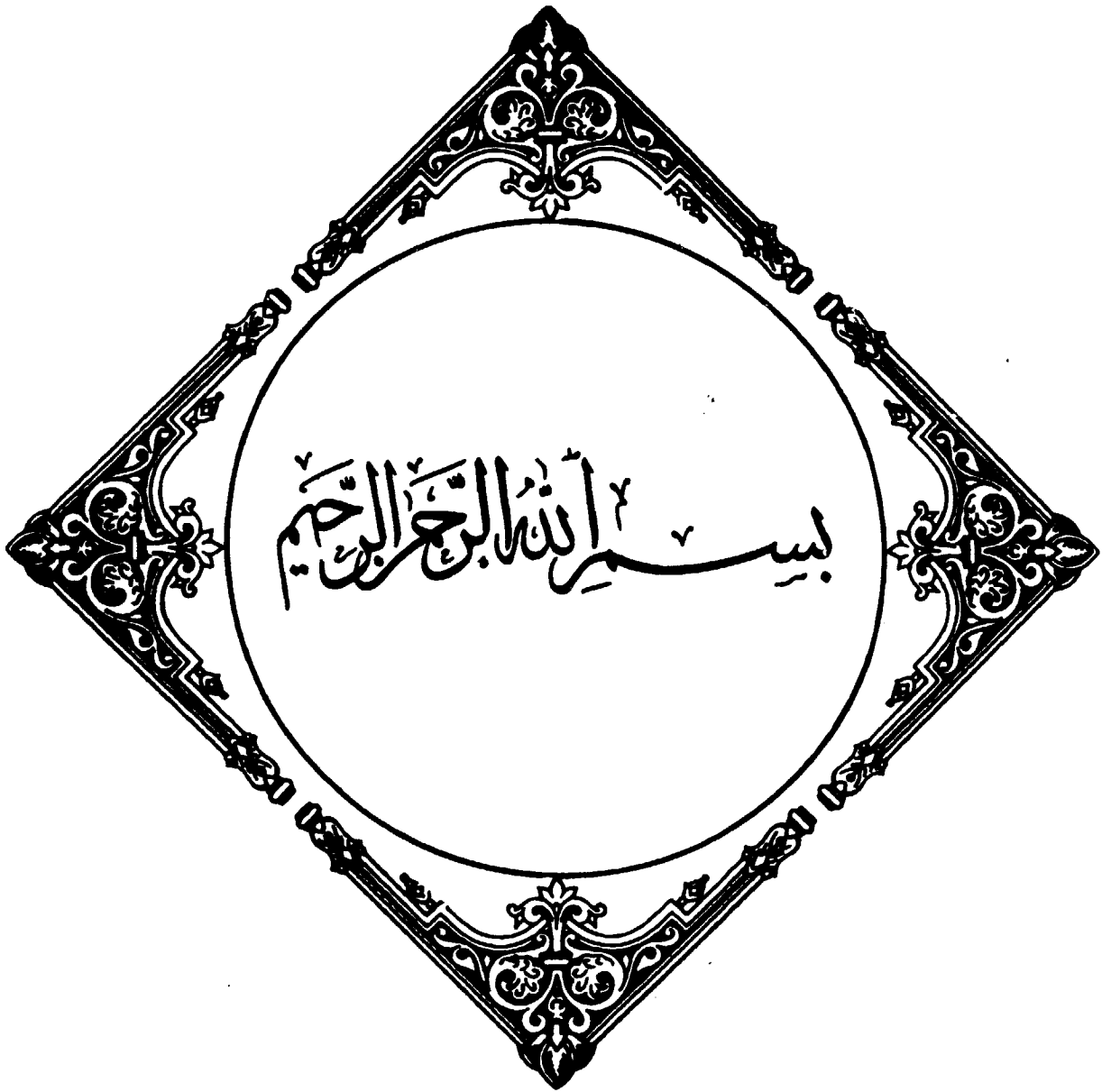
به نام خدا



مرکز دانلود رایگان مهندسی متالورژی و مواد

www.Iran-mavad.com





۱۹۰۳۹

www.iran-mavad.com

مرجع دانشجویان و مهندسين مواد



دانشگاه تهران

دانشکده فنی - گروه متالورژی مواد

پایان نامه:

برای دریافت درجه کارشناسی ارشد

رشته: مهندسی متالورژی

گرایش: شناسائی و انتخاب مواد فلزی

موضوع:

بررسی پارامترهای ریخته گری و عناصر آلیاژی بر هدایت
الکتریکی و خواص مکانیکی آلومینیوم خالص

استاد راهنما:

دکتر مسعود امامی

اساتید مشاور:

دکتر رضا محمودی

دکتر فرشاد اخلاقی

نگارش:

ابوالفضل گودرزی زاده

تابستان ۱۳۷۷

موضوع:

بررسی پارامترهای ریخته گری و عناصر آلیاژی بر هدایت الکتریکی و خواص مکانیکی آلومینیوم خالص

نگارش:

ابوالفضل گودرزی زاده

۶ ۱۷۱ ۱۳۷۷



استاد راهنما:

دکتر مسعود امامی

از این پایان نامه در تاریخ ۷۷/۵/۳ در مقابل هیئت داوران دفاع بعمل آمد و

مورد تصویب قرار گرفت.

مدیر گروه آموزش:
.....

سرپرست کمیته تحصیلات تکمیلی:
.....

استاد راهنما:
.....

استاد مشاور:
.....

استاد مدعو:
.....

۱۹۰۳۹

05536

www.iran-mavad.com

مرجع دانشجویان و مهندسين مواد

سپاس و قدردانی :

بدینوسیله مراتب تشکر و امتنان خود را از جناب آقای دکتر مسعود امامی استاد محترم راهنما که بدون راهنماییهای ارزنده ایشان انجام این پروژه میسر نبود اعلام می‌دارم.

از آقایان دکتر اخلاقی و محمودی به جهت نظرات سودمندایشان و آقایان دکتر بوترابی استاد محترم مدعو و دکتر حبیبی پارسا نماینده محترم تحصیلات تکمیلی گروه مهندسی متالورژی به جهت بازخوانی پایان نامه کمال تشکر و قدردانی بعمل می‌آید.

از جناب آقای مهندس پرکان مدیریت محترم شرکت آلومتک به جهت مساعدتهای مالی و اجرایی پروژه و آقایان مهندس شجاعی، شعبانیان و جنگلی به خاطر انجام و تسهیل امور اجرایی پروژه سپاسگزاری می‌شود.

همچنین از جهاد دانشگاهی دانشگاه تهران، شرکت سمیکواریسکون رشت و مرکز تحقیقات مواد معدنی وزارت معادن و فلزات و مسئول محترم میکروسکوپ الکترونی گروه مهندسی متالورژی دانشگاه تهران سرکار خانم مهندس زمانی قدردانی می‌گردد.

همچنین از کلیه دوستان و آشنایان عزیز به ویژه آقایان دکتر مینایی، دکتر شهرجردی، مهندس بلادی و مهندس کرامتی که علاوه بر کمک‌های فراوانشان همواره مشوق بنده بوده‌اند و دیگر سرورانی که در انجام این پروژه بنده را یاری نموده‌اند صمیمانه سپاسگزارم.

چکیده

حضور و اثر اکسیدهای پوسته‌ای آلومینیوم در کاهش خواص الکتریکی و مکانیکی از جمله عوامل مهمی است که در کیفیت سیمهای آلومینیومی مؤثر است. جهت بررسی اثر این نوع اکسیدها بر خواص الکتریکی و مکانیکی، از سه روش افزایش ارتفاع بارریزی، افزایش برگشتی (سیمهای تولیدشده قبلی) و همزدن منظم و متوالی مذاب جهت افزایش میزان اکسید در توده مذاب استفاده بعمل آمد.

ملاحظه شد که افزایش اکسیدهای پوسته‌ای بصورت مضاعف (اکسید و تخلخل) در کاهش هدایت الکتریکی و چگالی و افزایش طول نسبی و افزایش جزئی در استحکام کششی نمونه‌های اکستروودشده مؤثر هستند. همچنین دمای فوق ذوب تا ۹۰۰ درجه سانتیگراد اثر قابل ملاحظه‌ای در کاهش هدایت الکتریکی ندارد.

در بررسی اثر عناصر آلیاژی ملاحظه گردید که افزایش عنصر پریتکتیک‌ساز تیتانیوم سبب کاهش قابل ملاحظه در هدایت الکتریکی آلومینیوم و در مقابل افزایش عنصر بر (B) موجب ترکیب این عنصر با تیتانیوم بصورت ترکیبات برایدی و افزایش هدایت الکتریکی می‌گردد. ترکیب دوتایی تیتانیوم بر نیز بعنوان جوانه‌زا مورد استفاده قرارگرفت که مشاهده شد افزایش دانسیته مرزدانه (کاهش اندازه دانه) تأثیر اندکی بر کاهش هدایت الکتریکی دارد.

همچنین عناصر آهن و کبالت در مقادیر کمتر از یک درصد به مذاب آلومینیوم افزوده شدند که در نهایت با وجود کاهش جزئی هدایت الکتریکی با ارائه ذرات ریز و پراکنده پس از اعمال کار مکانیکی موجب افزایش استحکام کششی در دمای محیط و دمای بالا نسبت به نمونه‌های فاقد عناصر آلیاژی گردیدند.

فهرست مطالب

صفحه

عنوان

فصل اول - مقدمه

- ۱-۱- تاریخچه ۲
- ۲-۱- تعریف پروژه ۳

فصل دوم - مروری بر منابع مطالعاتی

- ۱-۲- تئوری رسانایی ۶
- ۲-۲- فعل و انفعالات مذاب ۸
- ۱-۲-۲- واکنش گازها با مذاب آلومینیوم ۸
- ۳-۲- اکسیدها در آلومینیم ۱۰
- ۱-۳-۲- ورود پوسته سطحی به درون مذاب ۱۰
- ۲-۳-۲- مواد شارژ ۱۱
- ۳-۳-۲- بارریزی ۱۲
- ۴-۳-۲- تلاطم سطحی ۱۲
- ۴-۲- خواص الکتریکی ۱۵
- ۱-۴-۲- نقائص شبکه‌ای کریستال ۱۵
- ۲-۴-۲- اثر عناصر آلیاژی بر هدایت الکتریکی آلیاژهای آلومینیوم ۱۷
- ۱-۴-۲-۲- اثر انجماد ۱۷
- ۲-۲-۴-۲- اختلاف شعاع اتمی ۱۸
- ۳-۲-۴-۲- اثر ساختار الکترونی ۱۹
- ۴-۲-۴-۲- محلول جامد نامنظم ۱۹

عنوان	صفحه
۵-۲-۴-۲- عناصر آلیاژی غیرانحلالی	۲۱
۵-۲- خواص مکانیکی	۲۳
۵-۲-۱- اثر مرزدانه‌ها	۲۳
۵-۲-۲- اثر عناصر آلیاژی	۲۴
۵-۲-۱- سختی از طریق محلول جامد	۲۴
۵-۲-۲- سختی رسوبی ذرات تغییر شکل یافته	۲۵
۵-۲-۳- سختی رسوبی ذرات تغییر شکل نیافته	۲۵
۶-۲- استحکام و مقاومت الکتریکی	۲۶
۶-۲-۱- رسوب در ساختار سلولی پایدار شده و سختی رسوبی	۲۶
۷-۲- اثر بر بر هدایت الکتریکی	۲۸

فصل سوم- روش انجام آزمایشات

۱-۳- افزایش پوسته اکسیدی	۳۳
۳-۱-۱- تلاطم سطحی مذاب	۳۳
۳-۱-۲- افزودن برگشتی‌های آلومینیومی به مذاب اولیه	۳۳
۳-۱-۳- ارتفاع بارریزی مذاب	۳۳
۳-۱-۴- درجه حرارت ذوب‌ریزی	۳۴
۳-۲- اثر بر، تیتانیوم و تیتانیوم بر	۳۵
۳-۲-۱- افزایش بر	۳۵
۳-۲-۲- افزایش تیتانیوم	۳۵
۳-۲-۳- افزایش تیتانیوم - بُر	۳۵
۳-۳- اثر آهن، کبالت و ترکیب دوتایی آهن - کبالت	۳۶

صفحه	عنوان
۳۶	۳-۳-۱- افزایش آهن.....
۳۶	۳-۳-۲- افزایش کبالت.....
۳۶	۳-۳-۳- افزایش آهن - کبالت.....
۳۸	۳-۴- روش اندازه گیری هدایت الکتریکی.....
۳۹	۳-۵- بررسی های متالوگرافی.....
۴۰	۳-۶- عملیات کار مکانیکی گرم.....
۴۱	۳-۷- خواص مکانیکی.....

فصل چهارم - بحث و بررسی

۴۳	۴-۱- اثر پوسته اکسیدی بر هدایت الکتریکی و خواص مکانیکی.....
۴۳	۴-۱-۱- اثر زمان همزدن سطحی مذاب.....
۴۶	۴-۱-۲- اثر برگشتی ها.....
۴۸	۴-۱-۳- اثر ارتفاع بارریزی.....
۴۹	۴-۱-۴- اثر دمای فوق گداز.....
۵۱	۴-۲- بررسی اثر عناصر آلیاژی بر هدایت الکتریکی.....
۵۱	۴-۲-۱- اثر بُر بر هدایت الکتریکی.....
۵۳	۴-۲-۲- اثر تیتانیوم بر هدایت الکتریکی.....
۵۴	۴-۲-۳- اثر تیتانیوم - بر.....
۵۵	۴-۲-۴- اثر عناصر آلیاژی آهن و کبالت بر هدایت الکتریکی و خواص مکانیکی.....
۵۵	۴-۲-۴-۱- اثر عناصر آلیاژی آهن و کبالت بر ریزساختار پس از انجماد.....
	۴-۲-۴-۲- اثر عناصر آلیاژی آهن و کبالت بر ساختار تغییر فرم یافته، هدایت
۶۰	الکتریکی و خواص مکانیکی.....

صفحه	عنوان
	فصل پنجم: نتیجه‌گیری نهایی
۶۸	الف) پارامترهای یخسته‌گری
۶۸	ب) تأثیر عناصر آلیاژی
۷۱	منابع
	پیوست شماره یک: طرح شماتیک روش Properzi
	پیوست شماره دو: جدول
	پیوست شماره سه: شکلها

فصل اول

مقدمه

۱-۱- تاریخچه

درک رفتار خواص الکتریکی در جامدات یکی از راههای کلیدی در شناخت مواد است. تئوری الکترونی قادر است خواص نوری، مغناطیسی، گرمایی و الکتریکی مواد را توصیف کند.

به عبارت دیگر تئوری الکترونی اصول مهم تکنولوژی را فراهم می‌سازد که اساس زندگی مدرن بشمار می‌آید. مواد مغناطیسی در مولدهای الکتریکی، موتورهای، بلندگوها، مبدلها و مواد هادی در سیستم انتقال نیرو مثالهای بارز اینگونه مواد هستند. برخی مواد مانند نقره، مس و آلومینیوم رسانایی الکتریکی خوبی دارند و برخی دیگر مانند کوارتز و سرامیک‌ها عایق‌های خوبی هستند. نیمه رساناها در دمای اطاق معمولاً رسانایی ضعیفی دارند اما اگر کمی از عناصر معینی بدانها افزوده گردد، رسانایی الکتریکی آنها افزایش می‌یابد.

در سالهای اخیر استفاده از آلومینیوم به عنوان هادی جریان به نحو چشمگیری افزایش یافته است. آلومینیوم هادی جریان با خلوص ۹۹/۴۵٪ برای اولین بار در دهه ۱۸۹۰ به عنوان کابل مورد استفاده قرار گرفت و پس از آن تا قبل از جنگ جهانی دوم گسترش فزاینده‌ای یافت.

با دستیابی به فن آوری پیشرفته، انواع کابل‌های آلومینیومی تقویت شده به وسیله رشته‌های فولادی (ACSR)^۱ که متشکل از یک یا چند رشته سیم فولادی همراه با سیم‌های هادی آلومینیوم EC^۲ است به بازار عرضه شد. پس از آن دو نوع کابل دیگر طراحی و ساخته شدند که عبارتند از: هادی تمام آلومینیومی (AAC)^۳ با سیم‌های آلومینیوم هادی EC و هادی تمام آلیاژ آلومینیوم (AAAC)^۴ که آلومینیوم ۶۲۰۱ از جمله

1- Aluminium Conductor Steel Reinforced

2- Eletrical Conductor

3- All Aluminium Conductor

4- All Aluminium Alloy Conductor

آلیاژهای آلومینیوم مورد مصرف صنایع الکتریکی است.

در طی دهه ۱۹۶۰ به بعد نوع جدیدتری از کابلها که خصوصیات بهتری داشتند به بازار عرضه شدند. این محصول جدید آلومینیوم آلیاژی تقویت شده (ACAR)^۱ می باشد که شامل یک هسته سیم آلومینیوم آلیاژی ۶۲۰۱ است. با توجه به نیاز به آلومینیوم آلیاژی هادی و بهبود خواص قابلیت خمش، افزایش طول نسبی، مقاومت به خزش و پایداری حرارتی و همچنین حفظ هدایت الکتریکی ۶۱ % (IACS)، در سال ۱۹۶۵ روش مناسبی در رابطه با تولید کابلهای آلومینیوم آلیاژی توسط شرکت Southwire معرفی شد. پس از سالها آزمایش روشی که براساس ریخته گری پیوسته و نورد و مبتنی بر اصول تئوریهای متالورژیکی بود با تولید کابلهای میکروآلیاژی ارائه شد. این گسترش باب جدیدی در حوزه متالورژی آلومینیوم میکروآلیاژی بود.

با کنترل آلیاژ و مراحل تولید سیم نهایی محصولات آلیاژی خواص بهتری را در مقایسه با آلومینیوم EC دارا خواهند بود و کاربردهای ویژه ای خواهند داشت.

بطور مثال آلیاژهای Super T (Al -0.5.Fe - 0.5Co) و Triple E (Al-0.65Fe) در سیمهای ساختمان، سیم مغناطیسی، کابل جوشکاری، کابلهای صنایع هوافضا، سیمهای اتومبیل، هسته های هادی قابل انعطاف و کابلهای انتقال فشار قوی کاربردهای زیادی داشته اند.

۱-۲- تعریف پروژه

در بررسی خواص و کیفیت سیمهای آلومینیومی ملاحظه شده بود که حضور اکسیدهای پوسته ای آلومینیوم حاصل از مراحل ذوب بر خواص الکتریکی و مکانیکی تأثیر منفی دارد. همچنین کابلهای تولید شده از آلومینیوم EC در برابر افزایش حرارت مقاوم نبوده و پس از چندی استحکام مکانیکی آنها افت قابل ملاحظه ای داشته است.

لذا در این پروژه اثر اکسیدهای پوسته‌ای بر خواص فیزیکی (چگالی و هدایت الکتریکی) و خواص مکانیکی (استحکام کششی و افزایش طول نسبی) و همچنین اثر عناصر آلیاژی بر هدایت الکتریکی و خواص مکانیکی در دمای محیط و دمای بالا بررسی بعمل آمد.

فصل دوم

مروری بر منابع مطالعاتی

۲-۱- تئوری رسانایی

بطور کلی پذیرفته شده است که الکترونهای فلزات و آلیاژها به ویژه الکترونهای لایه‌های بیرونی یا الکترونهای ظرفیت نقش مهمی در رسانایی الکتریکی دارند. لذا مناسب است که حرکت الکترونها را در بیان رسانایی الکتریکی و خواص مختلف فیزیکی مواد مورد استفاده قرار دهیم.

از جمله فرمولهای ساده ولی مهم که در ارتباط با رسانایی الکتریکی کاربرد زیادی دارند موارد زیر می‌باشند:

قانون اهم:

$$V = RI \quad (1)$$

و یا

$$j = \sigma \varepsilon \quad (2)$$

در معادله (۱)، V اختلاف پتانسیل (ولت)، R مقاومت الکتریکی (اهم) و I جریان (آمپر) می‌باشد. در معادله (۲) j چگالی جریان (آمپر بر متر مربع)، ε شدت میدان الکتریکی (ولت بر متر) و σ رسانایی (عکس اهم در متر) است.

با اعمال میدان الکتریکی در سیستم، الکترونها تحت تأثیر نیروی ($e\varepsilon$) شتاب گرفته بگونه‌ای که نتیجه آن رانش کل الکترونهاست که می‌توان آن را به شکل قانون نیوتن ($F = ma$) بیان کرد:

$$m \frac{dv}{dt} = e\varepsilon \quad (3)$$

در معادله (۳)، e بار الکترونها و m جرم آنها است. این معادله بیانگر آن است که تا زمانی که نیروی رانش وجود دارد الکترونها شتاب می‌گیرند.

مقاومت در فلزات و آلیاژها ناشی از درهمکنش الکترونهای رانشی با تعدادی از نقائص شبکه، ذرات محلول و غیر محلول و یا با اتمهای مرتعش زمینه است. یعنی اساساً برخورد الکترونها با هر مانعی در شبکه بلوری (مانند اتمهای ناخالصی، جاهای خالی، مرز دانه‌ها،

خطوط نابجایی و غیره) موجب کاهش سرعت الکترون‌ها می‌گردد. بنابراین معادله به صورت ذیل تغییر می‌کند:

$$m \frac{dv}{dt} + \gamma v = e\epsilon \quad (4)$$

در معادله (۴) عدد ثابتی است و جمله دوم در معادله فوق عامل میرایی ناشی از نیروی اصطکاکی است. می‌توان گفت که حرکت الکترون‌ها توسط نیروی اصطکاکی γv محدود می‌شود که این نیرو در جهت مخالف نیروی الکترواستاتیکی $e\epsilon$ است. چنین تصور می‌شود که الکترون‌ها شتاب گرفته تا به سرعت رانش نهایی v_f برسند. در این زمان اندازه نیروی میدان الکتریکی و نیروی اصطکاکی با هم برابر می‌شود [۱].

در حالت پایدار $v = v_f$ و $\frac{dv}{dt} = 0$ می‌شود، پس خواهیم داشت:

$$\gamma v_f = e\epsilon \quad (5)$$

و در این حالت با حل معادله (۵) می‌توان نوشت:

$$v = v_f \left[1 - \exp \left(- \left(\frac{e\epsilon}{mv_f} t \right) \right) \right] \quad (6)$$

۲-۱-۱- قانون مایتسن^۱

بر طبق قانون مایتسن مقاومت ویژه الکتریکی هر فلزی تابع سه پارامتر اصلی دما، ناخالصی و تغییر شکل پلاستیک است:

$$\rho_{Tot} = \rho_{Tem} + \rho_{Imp} + \rho_{Def} \quad (7)$$

با افزایش دما ارتعاشات اتمی زیاد شده، با افزایش ناخالصی حرکت الکترون‌های عبوری مشکل شده و با افزایش تغییر فرم پلاستیک عیوب شبکه‌ای افزایش می‌یابند که همه اینها باعث پراکنش الکترون‌ها و افزایش مقاومت می‌گردد. در دمای صفر کلون که بی‌نظمی به صفر می‌رسد، فرض می‌شود که مقاومت نیز صفر است [۲].

1- Mathiessen's rule

۲-۲- فعل و انفعالات مذاب

۲-۲-۱- واکنش مذاب آلومینیوم با گازها

آلومینیوم، در حالت مذاب بسیار فعال می باشد بگونه ای که می تواند با گازهای محیط، مواد قالب و پوشانها، واکنش دهد. با حضور سرباره یا فلاکس شناور بر روی مذاب آلومینیوم احتمال انجام واکنش بین مذاب و سرباره نیز وجود دارد [۳].

نیروی محرکه انجام این فرآیندها، تمایل مذاب برای رسیدن به تعادل با محیط می باشد که البته میزان رسیدن به این تعادل، به سرعت انجام واکنش بستگی دارد. بنابراین احتمال چنین واکنش هایی را در طی عمل ذوب در درون بوت به باید کاملاً جدی تلقی نمود. غالباً در کوره های بزرگ نیز جذب هیدروژن از مواد نسوز مرطوب انتظار می رود. چنین مشکلاتی غالباً به هنگام ذوب فلز در کوره هایی که با سوخت هیدروکربنی مثلاً سوخت گازی یا نفتی کار می کنند وجود دارد.

معادله ای که بیانگر ارتباط بین فشار جزئی هیدروژن در تعادل با هیدروژن محلول در مذاب (بصورت اتمی) است بدین صورت بیان می گردد:

$$[H]^2 = KP_{H_2} \quad (۸)$$

که در آن ثابت K تحت تأثیر عناصر آلیاژی و دمای مذاب است.

افزایش درجه حرارت آلومینیوم مذاب باعث افزایش میزان حلالیت هیدروژن در آلومینیوم می شود، شکل (۲-۱). در دمای ۱۰۰۰ درجه سانتی گراد میزان حلالیت هیدروژن به بیش از ۴۰ ml/kg می رسد [۴]. البته اگر هیدروژن در محیط نباشد میزان حلالیت هیدروژن در مذاب، متناسب با افزایش درجه حرارت نمی باشد. اگر مذاب آلومینیومی را در محیط خلاء قرار دهیم، هیدروژن محلول به سطح مذاب آمده و از حالت اتمی به ملکولی تبدیل می شود و چنانچه زمان عملیات در خلاء کافی باشد به شرایط تعادلی نزدیک شده و تقریباً تمام هیدروژن موجود در مذاب وارد محیط می گردد. برای تسریع در امر کاهش هیدروژن موجود در مذاب می توان از سیستم دمش گاز خنثی که از

طریق لوله دمشی (لانس) صورت می‌گیرد نیز استفاده نمود. در این شرایط فشار جزئی هیدروژن موجود در حبابهای حاصله با فشار جزئی هیدروژن محلول در مذاب به تعادل می‌رسند و سبب خروج هیدروژن از مذاب می‌شوند.

۲-۳- اکسیدها در آلومینیوم

در محیط اکسیژنی و مرطوب پوسته اکسیدی به سرعت بر روی سطح مذاب آلومینیوم تشکیل می‌شود. پوسته جامد از سطح مذاب شروع به تشکیل نموده و با ترکیب هر اتم فلزی با اتم یا ملکول گازی از راه رسیده محیط، به صورت اتم به اتم رشد می‌کند. در آلومینیوم خالص پوسته اکسیدی متشکله ابتدا آلومینای (γ) می‌باشد. که پوسته نازک و پیوسته‌ای بوده و از اکسیداسیون بیشتر ممانعت می‌نماید. در دمای بالای ۸۵۰°C درجه سانتی‌گراد این پوسته تبدیل به آلومینای (α) می‌شود و اجازه می‌دهد تا اکسیداسیون با سرعت بیشتری انجام شود. حضور عناصر آلیاژی مانند آهن، مس، روی و منگنز، تأثیر اندکی بر روی فرآیند اکسیداسیون دارند [۲].

وقتی آلیاژ آلومینیوم دارای مقدار کمی منیزیم باشد (تقریباً کمی بیش از $۰/۰۰۵$ وزنی) اکسید سطحی به صورت مخلوطی از $\text{MgO} - \text{Al}_2\text{O}_3$ در خواهد آمد که به اسپینل معروف است. در حقیقت عملاً در اکثر آلیاژهای آلومینیوم، مقدار کمی منیزیم وجود دارد و بنابراین انتظار می‌رود که اسپینل، اکسید غالب باشد [۲].

اندازه‌گیری تقریبی سرعت افزایش ضخامت پوسته‌های سطحی در کوره‌های نگهدارنده مذاب نشان می‌دهد که سرعت رشد فیلم اکسیدی زیاد بوده و حدوداً به اندازه $7 \times 10^{-7} (\text{kg/m}^2)/\text{s}$ می‌رسد [۳]، که این مقدار چندین برابر سرعت رشد پوسته سطحی محافظ در جامدات است. به نظر می‌رسد که علت تشکیل لایه ضخیم اکسیدی، نفوذ فلز مذاب در فیلم اکسیدی باشد. نفوذ فلز تازه به سطح فیلم به آهستگی انجام می‌گیرد و سیلان مذاب به درون منافذ موجود در سراسر پوسته سطحی بسیار سریعتر صورت می‌گیرد [۳].

۲-۳-۱- ورود پوسته سطحی به درون مذاب

پوسته اکسیدی، زمانی که در سطح می‌باشد مضر نیست. در حقیقت، وجود اکسید

آلومینیوم در سطح مذاب، عمل محافظت از اکسایش را نیز انجام می دهد. این خاصیت وقتی بیشتر مشخص می شود که آن را با اکسید غیرمحافظ منیزیم مقایسه نمائیم. مذاب منیزیم که میل ترکیبی شدیدی با اکسیژن هوا دارد به سرعت اکسید می شود. اکسید حاصل نمی تواند تمامی سطح مذاب را بپوشاند و مانع از تماس مذاب زیرین با اکسیژن هوا شود، لذا به سرعت تمامی مذاب موجود اکسید شده و از بین می رود. پوسته سطحی آلومینیوم مذاب وقتی مشکل آفرین است که به صورت غوطه ور در مذاب در آید.

شکل (۲-۲) آلیاژی از آلومینیوم را نشان می دهد که حاوی پوسته غوطه ور شده به همراه حبابهای چسبیده هوا به آن می باشد [۶].

عوامل مختلف ورود پوسته سطحی به درون مذاب عبارتند از: مواد شارژ، تلاطم سطحی در هنگام بارریزی، تلاقی مذاب در داخل قالب در مسیرهای مختلف و عبور گازهای غیرخنثی از داخل مذاب [۳۵].

۲-۳-۲- مواد شارژ

ورود پوسته های اکسیدی به داخل مذاب عموماً از طریق مواد شارژ به داخل مذاب آلومینیوم و آلیاژهای آن صورت می پذیرد. کوره هایی که مواد شارژ آنها نخست پیش گرم و آنگاه ذوب می شوند دارای این امتیاز هستند که پوسته اکسیدی در منطقه پیش گرم بر جای می ماند [۳۵].

در کوره هایی که مواد شارژ در دورن حوضچه مذاب قرار می گیرند خواص و کیفیت به گونه ای دیگر خواهد بود. اکسیدهای سطحی مواد شارژ ابتدا در مذاب غوطه ور شده تا اینکه فلز زیرین اکسید آنها ذوب شود. شمشهایی که قبلاً در قالب فلزی ریخته گری شده اند، اکسید سطحی را ارائه می کنند که نسبتاً نازک است. اما مواد شارژی که به صورت شمش ریخته شده در ماسه بدست آمده اند، بدترین حالت را دارند. پوسته اکسیدی حاصله در ریخته گری درون ماسه به دلیل محیط اکسیدی و زمان نسبتاً طولانی انجماد به

اندازه زیادی ضخیم می‌شود. پوسته‌های اکسیدی مواد شارژ بیشتر به دور مخزن مذاب جمع می‌شوند و مذاب آنقدر آلوده می‌شود که به صورت محصولی با ذرات معلق از ناخالصیها در می‌آید [۲].

۲-۳-۳- بارریزی

در خلال ریخته‌گری بعضی از آلیاژها پوسته سطحی اکسیدی به سرعت رشد کرده و به صورت لوله‌ای دور مذاب در حال ریختن را فرا می‌گیرد.

Beck در سال ۱۹۲۸ با نزدیک کردن لبه پاتیل به قالب مشکل شکسته شدن و ورود اکسید به قالب را حل کرد. در این تحقیق او نشان داد که با استفاده از این روش می‌توان از تماس مجدد مذاب با هوا جلوگیری نمود، (شکل ۲-۳).

اگر ارتفاع سقوط مذاب افزایش یابد نیروهای برشی وارد شده از طرف مذاب در حال ریزش بر دیواره داخلی پوسته جامد، ممکن است آنقدر زیاد شود که باعث جدایی پوسته جامد از لبه پاتیل شده و همراه مذاب وارد قالب شود. و دوباره پوسته جدیدی تشکیل دهد. در ادامه عمل و در سرعتهای بالاتر مواد اکسیدی به همراه هوا، به درون توده مذاب می‌روند [۳۵].

یکی از راههای قابل اطمینان برای مقابله با مشکلات ناشی از ورود پوسته اکسیدی به داخل مذاب، استفاده از فیلترها می‌باشد. اگر از فیلترهای مناسب استفاده شود، قطعات بدست آمده از نظر کیفیت کاملاً دگرگون می‌شوند [۶].

۲-۳-۴- تلاطم سطحی

قسمت زیرین پوسته موجود در سطح مذاب به دلیل آنکه به صورت اتم به اتم از سطح مذاب رشد می‌کند تر شونده (wetable) می‌باشد. در حالیکه، قسمت فوقانی پوسته در تماس با هوا حالت متفاوتی داشته و همیشه خشک است. این پدیده تا زمانی که پوسته

اکسیدی حاصله در فلز مذاب فرو نرود چندان مهم نیست.

در هنگام ریختن، تلاطم مذاب در سطح فوقانی پوسته باعث می شود که مقداری هوا بین قسمت خشک پوسته نازک و جدید و قسمت خشک پوسته ضخیم تر یعنی فیلمی که در سطح اصلی مذاب قرار دارد محبوس شود، شکل (۲-۴).

ایجاد تلاطم سطحی، در حین پرشدن اکثر قطعاتی که به تشکیل پوسته های اکسیدی حساس هستند موجب حبس لایه های اکسیدی در قطعات می شود.

در هنگام ریختن مذاب زمانی که فلز مذاب در قالب به سرعت بالا می آید، پوسته ها نیز به سرعت شکاف برداشته و به قسمتهای کنار قالب رانده می شوند و در نهایت وارد قطعه ریختگی می شوند. هر چه سرعت بالا آمدن مذاب بیشتر شود پوسته حاصله نازک تر و ضعیف تر می شود به گونه ای که کمتر مانع پیشرفت جبهه مذاب می گردد. وقتی که حرکت جبهه مذاب کند می شود پوسته فرصت بیشتری برای مستحکم تر شدن دارد و در نتیجه از بالا آمدن مذاب بیشتر جلوگیری می نماید. بنابراین در شرایطی که مذاب تشکیل پوسته اکسیدی می دهد قسمتهایی از مذاب که سریعتر بالا می آیند و دارای پیشرفت جبهه مذاب سریعتری بوده و پوسته اکسیدی نازکتر خواهد بود و قسمتهایی که مذاب آهسته تر بالا می آیند پیشرفت جبهه مذاب آهسته تری را ارائه می کنند و پوسته اکسیدی ضخیم تر خواهد بود. لذا در این شرایط جبهه مذاب به صورت ناپایداری در آمده و در نهایت وقتی که سرعت پیشرفت جبهه مذاب به صفر نزدیک می شود به صورت لحظه ای متوقف می گردد. زیرا استحکام پوسته همراه با اتصال آن به جداره های قالب مانع پیشرفت سیال می گردد. در این حالت یا مذاب در نقاطی دیگر که سرعتش بیشتر است به حرکت خود ادامه می دهد و یا اینکه پیشرفت مذاب در همه نقاط متوقف خواهد شد و در نتیجه، فشار ایجاد شده باعث ترکیدن نقاط ضعیف پوسته می شود. در هر دو حالت، مذاب از بالای نقاط ساکن، متلاطم می شود. بنابراین در نقاط خاصی از قطعه، پیشرفت مذاب با توقف تلاطم متوالی مذاب همراه است که در هر تلاطم دو لایه خم شده یک پوسته به درون

مذاب فرو می‌رود.

می‌توان با کنترل سرعت ریخته‌گری و یا چنانچه ممکن باشد با کنترل آتمسفر ریخته‌گری جهت کاهش شرایط تشکیل اکسید از این نوع پرکردن مضر اجتناب نمود. البته در این حالت ممکن است برای جلوگیری از تشکیل بعضی از اکسیدهای بسیار پایدار مانند TiO_2 و Al_2O_3 در هنگام ریخته‌گری از خلاء استفاده کنیم. در این شرایط اگرچه نمی‌توان به طور کامل از تشکیل پوسته اکسیدی جلوگیری نمود ولی می‌توان سرعت تشکیل آن را کاهش داد.

۲-۴- خواص الکتریکی

آلومینیوم پس از طلا، نقره و مس از جهت رسانایی الکتریکی در مرتبه چهارم قرار دارد که با در نظر گرفتن مسائل اقتصادی فقط مس قابل رقابت با آلومینیوم می باشد. به دلیل استفاده از مس از مدت زمانهای طولانی واحد سنجش هدایت الکتریکی فلزات نسبت به مس بیان می گردد. بنابراین هدایت هر جسم رسانا به صورت درصدی از هدایت مس خالص آنیل شده در استاندارد بین المللی ($\% \text{IACS}$) بیان می گردد که مقدار مقاومت آن در دمای ۲۰ درجه سانتی گراد برابر $(\mu\Omega \text{ Cm}) 1/7241$ می باشد. براین اساس آلومینیوم خالص $99/99\%$ به شکل تک کریستال آنیل شده در دمای ۲۰ درجه سانتی گراد مقاومتی معادل $2/428 \mu\Omega \text{ Cm}$ دارد. آلومینیوم مورد مصرف در رساناهای الکتریکی (EC - AL) بسته به شرایط تمپر هدایتی مابین ۶۲ تا 64% IACS را خواهند داشت [۷].

۲-۴-۱- نقائص شبکه ای کریستال

نابجائی ها، اتم های بین نشین و جاهای خالی در افزایش مقاومت نیز سهم می باشند. اندازه فضای بین نشین اتم های آلومینیوم به گونه ای است که عناصر خارجی کمی می توانند بدون وارد نمودن کرنش اضافی در شبکه آلومینیوم قرار گیرند. این عناصر عبارتند از: هیدروژن، برلیم، کربن، کلر، فلوئور و اکسیژن. ایجاد جای خالی (Vacancy)، بین اتم های آلومینیوم می تواند به وسیله کار سرد و سریع سرد کردن از دماهای بالا ایجاد گردد. اثر جای خالی در افزایش مقاومت حدوداً نصف اثر نابجائی تخمین زده می شود [۸]. جاهای خالی مقاومت الکتریکی آلومینیوم بسیار خالص را به مقدار $(2/6 \pm 0/5 \mu\Omega \text{ Cm/at}\%)$ افزایش می دهند [۹].

در درجه حرارت محیط، جاهای خالی که قابلیت تحرک مناسبی برای رسیدن به شرایط تعادل حرارتی دارند، دارای غلظت کمی بوده و سهم آنها در افزایش مقاومت در

حدود $10^{-11} \mu\Omega \text{ Cm}$ است.

اگرچه در دماهای پائین تر تحرک جاهای خالی کمتر است ولی با سرد کردن سریع غلظت غیرتعادلی جاهای خالی به اندازه $0/1$ تا $0/1$ درصد افزایش می یابد. جاهای خالی که به وسیله عمل تبرید سریع (Quench) ایجاد می شوند ممکن است به شکل حلقه های بسته با دانسیته ای حدود 10^{13} الی 10^{15} حلقه بر سانتیمتر مکعب تبدیل شوند. در این حالت قطر حلقه های ایجاد شده 200 الی 1500 انگستروم می باشد [۹].

نابجائی ها نیز در افزایش مقاومت سهم هستند. که اندازه آن به حدود $\rho_D = (3 \pm 1) \times 10^{-13} \mu\Omega \text{ Cm}^2$ بالغ می شود. یک تک کریستال آنیل شده ممکن است در هر سانتیمتر مربع تعداد 10^4 نابجائی را دارا باشد که مقاومتی معادل $\mu\Omega \text{ Cm}$ 3×10^{-9} ایجاد می کند. پلی کریستالهای آنیل شده دارای دانسیته نابجائی در حدود Cm^{-2} 10^8 می باشند، که مقاومتی معادل $3 \times 10^{-5} \mu\Omega \text{ Cm}$ را به همراه خواهد داشت. بنابراین در نمونه های کار سرد شده سهم مقاومت در حدود 3×10^{-2} الی $3 \times 10^{-1} \mu\Omega \text{ Cm}$ می باشد که ۱ تا ۱۰ درصد مقاومت فلز آنیل شده را داشته و هدایت الکتریکی آلومینیوم EC از IACS به $63/3$ الی IACS $57/$ خواهد رسید [۸].

از نکات مهم دیگر اندازه سیم در دماهای بسیار پائین می باشد. زیرا مسیر عبور آزاد الکترونها^۱ در این حالت در حد میلی متر است. جدول (۱-۲) نشان دهنده قطر بحرانی سیم در حالتی است که کمتر از آن، مقاومت بیش از ۱٪ در آلومینیوم خالص ۹۹/۹۹۹٪ افزایش می یابد.

این مسئله برای اندازه دانه صادق نیست زیرا مقادیر بدست آمده برای اندازه دانه بحرانی که مقاومت آن از ۱٪ بیشتر می شود، در حدود دو برابر قطر سیم در جدول (۱-۲) خواهد بود [۱۱]. این امر گویای این مطلب است که اندازه سیم و اندازه دانه در امر تدوین

1- electrons mean free path

دانش فنی تولید کابل در دماهای پائین^۱ مهم خواهند بود. لذا در دمای بیش از ۲۰ درجه سانتی‌گراد در شرایطی حائز اهمیت می‌باشد که اندازه قطر سیم و اندازه دانه بسیار کم باشند.

۲-۴-۲- اثر عناصر آلیاژی بر هدایت الکتریکی آلیاژهای آلومینیوم

افزودن عناصر آلیاژی موجب افزایش مقاومت الکتریکی آلومینیوم می‌شود. در این خصوص عناصری که در حالت محلول جامد (solid solution) قرار می‌گیرند بیش از حالت غیرمحلول (Out of solution) در افزایش مقاومت موثر خواهند بود. افزایش عناصر آلیاژی در حالت غیرمحلول موجب افزایش مقاومت به نسبت کسر حجمی ترکیب متشکله است.

چنانچه مقدار ۰/۲ میکرو اهم سانتی متر را به عنوان معیار حد پائین تغییرات مقاومت در افزایش عناصر آلیاژی به آلومینیوم انتخاب کنیم، می‌توان عناصر را به دو گروه متمایز تقسیم نمود. عناصری که کمترین اثر منفی را بر هدایت الکتریکی دارند نظیر: Co، Fe، Ni، Y، Sb، La، Ce، Gd، Th و Mishmetal و عناصری که اثر شدید بر کاهش هدایت الکتریکی خواهند داشت نظیر: Ta و Hf، Nb، Mo، V، W، Ti.

عناصری که کمترین اثر منفی را بر هدایت الکتریکی دارند تشکیل ترکیبات بین فلزی می‌دهند که غیرمحلول در آلومینیوم هستند. این ترکیبات در مرز دانه‌ها رسوب نموده و از فاز آلومینیوم آلفا خارج می‌شوند. مجرای اصلی هدایت الکتریکی در آلیاژهای دوتایی فاز آلومینیوم خالص است و مرز دانه‌ها به مقدار کمی کاهش هدایت الکتریکی را موجب می‌شوند. علت این امر را می‌توان در مراتب ذیل جستجو نمود:

۲-۴-۱- اثر انجماد

گروه عناصری که اثر منفی کمی بر هدایت دارند با آلومینیوم استحاله یوتکتیکی

1- crgocable to technology

می سازند. برعکس، تمامی عناصری که اثر مخرب بر هدایت الکتریکی دارند دارای تحول پریتکتیکی با آلومینیوم هستند (جدول ۲-۵). تحول پریتکتیکی $L + \beta \longrightarrow \alpha$ واکنشی آهسته با کنترل دیفوزیونی^۱ در حالت جامد است. عناصر محبوس در فاز آلفا خود عاملی جهت افزایش مقاومت است. در تحول یوتکتیکی $L \longrightarrow \alpha + \beta$ تجزیه مذاب به فازهای α و β به وسیله نفوذ در مذاب و حصول شرایط تعادلی انجام می شود. این امر موجب می گردد که فاز آلفا (که در این حالت فاز زمینه است) خالص شود. در این شرایط فاز آلفای خالص مجرای اصلی عبور الکترون بوده و مقاومت آن به دشواری افزایش می یابد [۱۲].

۲-۲-۴-۲- اختلاف شعاع اتمی

بر طبق قانون Hume - Rothery نسبت اندازه اتمهای حلال و محلول کنترل کننده اصلی حلالیت می باشد. اگر اختلاف شعاع اتمی بین دو عنصر کمتر از ۱۵ درصد باشد، در این حالت قابلیت زیادی برای تشکیل محلول جامد وجود دارد و چنانچه این اختلاف از ۱۵ درصد بیشتر شود حلالیت نیز کمتر می گردد. عناصر غیر محلول در آلومینیوم با ایجاد ترکیبات بین فلزی ذرات ریز پراکنده ای را تشکیل داده و درصد حجمی کمی را در آلیاژ اشغال می کنند و لذا کاهش مختصری در هدایت الکتریکی آلومینیوم دارند. همانگونه که در جدول (۲-۶) مشاهده می گردد عناصری که کمترین اثر منفی را بر هدایت الکتریکی دارا می باشند، اختلاف شعاع اتمی زیادی با آلومینیوم دارند. البته در این بین چند استثناء مشاهده می گردد. برای مثال آهن، آنتیموان، کبالت و نیکل در مقایسه با آلومینیوم دارای اختلاف شعاع اتمی کمتر از ۱۵ درصد می باشند. اگرچه این عناصر ترکیبات پایداری را با آلومینیوم می سازند ولی حلالیت کمی در فاز زمینه α دارند. این عناصر اثر مختصری بر کاهش هدایت الکتریکی آلومینیوم دارند [۱۲].

1- diffusion controlled

۲-۴-۲-۳- اثر ساختار الکترونی

عناصر در حالت محلول فقط در حالتی کمترین اثر منفی را بر هدایت الکتریکی دارند که ساختار الکترونی آنها شبیه آلومینیوم باشد. عناصر آلیاژی که دارای ساختار الکترونی شبیه آلومینیوم می باشند، کمترین تصادم و برخورد بین الکترونهای در حال حرکت در آنها رخ می دهد. Tl, In, Ga که در یک ستون با آلومینیوم قرار دارند و دارای ساختار الکترونی مشابهی هستند، اختلاف کمی در مقاومت آلومینیوم پدید می آورند (جدول ۷-۲) [۱۲].

۲-۴-۲-۴- محلول جامد نامنظم

بر اساس قوانینی که منطبق با منطق حاکم بر پدیده ها پایه گذاری شده اند، (Phenomenological) اثرات عناصر حل شده و طبیعت آنها را می توان به طور مجزا بررسی نمود. در قانون ماتیسن نیز این اثرات بطور جداگانه و هر یک به صورت پارامتری مؤثر بر مقاومت ویژه مورد بررسی واقع گردیده اند.

اثر اصلی آلیاژسازی بر مقاومت پسماند ρ_0 است که در جدول (۲-۲) مقادیر RRR^1 برای ناخالصی های متفاوت ملاحظه می شود. جدول (۲-۲) نشان می دهد که افزودن عناصر آلیاژی به آلومینیوم خالص افزایش مقاومت را در بر خواهد داشت. اثر تغییرات غلظت محلول در ρ_0 می تواند با پتانسیل میانگین الکترونها جهت حرکت در اتمهای میزبان و میهمان ارزیابی گردد. این پدیده توسط قانون نوردهایم^۲ بیان شده است:

$$\Delta\rho_0 = AC(1-C) \quad (9)$$

A فاکتوری است که بستگی به احتمال پراکنش الکترونها به وسیله اتمهای همسان دارد و C غلظت عنصر افزوده شده به آلومینیوم می باشد. برای $C \ll 1$ می توان $\Delta\rho_0 \approx AC$ فرض نمود.

1- residual resistance ratio $RRR = \rho(\text{room tem.}) / \rho(4.2^\circ K)$

2- Nordhiem

جدول (۲-۳) مقادیر A را در معادله نرده‌هایم برای چندین عنصر مختلف در آلومینیوم نشان می‌دهد. عناصر مختلف در افزایش مقاومت تأثیر متفاوتی دارند. بیشترین اثر را در بین عناصر Mn و Mo, Ni, Ti, V, W, Zr دارا می‌باشند.

احتمال بیشترین اثر در افزایش مقاومت بستگی به مقداری دارد که به صورت محلول جامد باقی می‌ماند. جدول (۲-۴) بیشترین اثر مقاومت را در شرایط تعادلی و نیمه پایدار نشان می‌دهد.

اگر بیش از یک عنصر در آلومینیوم حل شود برای غلظت‌های کم اثرشان به صورت مجموع بیان می‌شود:

$$\Delta\rho_0 = \sum_j A_j C_j \quad (10)$$

تغییرات مقاومت ناشی از طبیعت اتم محلول می‌تواند به شکل رفتار الکترون آزاد به صورت زیر بیان گردد:

$$\Delta\rho_0 \sim (\Delta Z)^2 \quad (11)$$

که ΔZ اختلاف بین ظرفیت اتم‌های حلال و محلول است. این معادل قانون لیند^۱ می‌باشد که مشکل صحیح آن به صورت زیر است:

$$\Delta\rho_0 = C (K_1 + K_2 \Delta Z + K_3 \Delta Z^2) \quad (12)$$

که C غلظت اتم محلول و K_1 و K_2 و K_3 ثوابت محلول هستند.

مجموع تأثیرات ظرفیت محلول، حجم اتمی و دما می‌تواند به صورت معادله زیر ارائه شود:

$$\rho = \rho_0 + \rho_i(20^\circ\text{C}) + \alpha(T - 20^\circ\text{C}) + (K_1 + K_2 \Delta Z + K_3 \Delta Z^2) \quad (13)$$

$$\rho_0 + \rho_i(20^\circ\text{C}) = 2.428 \mu\Omega \text{ Cm} \quad \text{برای آلومینیوم با خلوص زیاد}$$

$$\alpha = 0.00115$$

$$K_1 = 0.242$$

$$K_2 = K_3 = 0.265$$

1- Linde

مطالعات انجام شده نشان می‌دهد که عناصر انتقالی فلزی از قانون مذکور پیروی نمی‌نمایند. دلیل این امر را می‌توان به ساختار الکترونی پیچیده آنها با اربیتالهای کامل d و s و احتمال پراکنش بیشتر الکترونها نسبت داد.

۲-۴-۵- عناصر آلیازی غیرانحلالی

جدایش اتمهای محلول در مجموعه‌های کوچک به شکل‌های لایه‌ای و یا کروی که با زمان رشد می‌کنند مناطق غنی از عنصر حل شده را تشکیل می‌دهند که دارای فصل مشترک چسبنده (Coherent) با زمینه می‌باشد و معمولاً در آلیاژهای فوق اشباع آلومینیوم رخ می‌دهد. این مناطق رسوباتی را که به مناطق GP^1 معروفند تشکیل داده که دارای ساختاری نیمه پایدار و ترکیبات تعادلی هستند.

تشکیل این مناطق بسته به درجه حرارت پیرسازی^۲ سریع انجام می‌شود. در این شرایط آلیاژ آلومینیوم افزایش مقاومت غیرطبیعی از خود نشان می‌دهد که بیش از مقدار فوق اشباع محلول جامد می‌باشد. با افزایش زمان پیرسازی و بزرگتر شدن اندازه مناطق GP مقاومت کاهش می‌یابد. این افزایش غیرطبیعی به آشکار شدن خصوصیات منطقه بریلوین^۳ رسوب و سطوح فرمی^۴ نسبت داده می‌شود. این مدل طرح مناسبی از مقاومت مناطق را ارائه می‌دهد که به واقعیت نزدیکتر است. چنانکه پیکهای نمودار مقاومت برحسب مکان نشان می‌دهند، یک اتم محلول ممکن است تأثیر بیشتری در پراکنش الکترونها در مناطق GP نسبت به محلول جامد داشته باشد. جدول (۲-۸) بیشترین مقدار پیکهای مقاومت در طی پیرسازی برای چند آلیاژ آلومینیوم نسبت به مقاومت محلول جامد را نشان می‌دهد.

رسوبهای میانی در طی مرحله پیرسازی تشکیل آلیاژ پیر سخت شده را خواهند داد.

1- Guinier - Preston

2- Ageing

3- Brillouin

4- Fermi surface

مقاومت‌های ویژه نسبی محلول جامد ρ_s و رسوبها ρ_p معرف مقاومت توده‌ای ماده مرکب خواهند بود.

می‌توان چنین بیان کرد که برای یک کسر حجمی f از ذرات کروی که به صورت اتفاقی پخش شده‌اند و دارای مقاومت ویژه ρ_p هستند در یک محلول جامد با مقاومت ویژه ρ_s و $r = \frac{\rho_p}{\rho_s}$ ، مقاومت ویژه توده‌ای با تقریب مناسب برابر خواهد بود با:

$$\rho/\rho_s = \frac{1}{4} \left\{ (3f-1) / r + 2 - 3f + \left[\left((3f-1)/r + 2 - 3f \right)^2 + 8/r \right]^{1/2} \right\} \rho_s \quad (14)$$

$$\rho/\rho_s \approx 1 + 15 \left(1 - \frac{1}{r} \right) f \quad (15)$$

این معادله وابستگی ρ/ρ_s به r و افزایش خطی مقاومت ویژه توده با کسر حجمی رسوبها f را نشان می‌دهد. برای مثال: اگر $f = 0.05$ و تغییر r از ۲ تا بی‌نهایت باشد تغییر ρ/ρ_s فقط ۳٪ خواهد بود. (جدول ۹-۲).

از مقادیر جدول (۹-۲) می‌توان دریافت که عناصر در حالت محلول جامد دارای اثر شدیدتری در افزایش مقاومت الکتریکی هستند، در مقایسه با حالتی که ذرات فاز دوم به صورت رسوبهایی با فصل مشترک غیرچسبنده در زمینه وجود دارند.

برای مثال، یک درصد وزنی آهن هنگامی که به صورت Al_3Fe رسوب می‌کند همراه با افزایش مقاومتی به مقدار ۲ درصد می‌باشد. به بیانی دیگر هدایت سیم آلومینیومی با مقدار IACS ۶۳٪ به حدود ۶۰/۷٪ IACS تنزل خواهد داشت. همان مقدار آهن در حالت محلول جامد هدایت چنین سیمی را از IACS ۶۳٪ به IACS ۳۸٪ کاهش می‌دهد. نظیر چنین مسئله‌ای در مس نیز وجود دارد با این تفاوت که مس در حالت محلول جامد (با آهن) اثر کمتری در مقاومت ویژه دارد [۱۰].

۲-۵- خواص مکانیکی

آزمایشات انجام شده نشان می‌دهد که برخی از پارامترهای قابل اندازه‌گیری آزمایشگاهی می‌تواند در عمل نیز مورد استفاده مستقیم قرار گیرد. تنش تسلیم، استحکام، حالت تعادل خزش، تنش‌زدایی، مقاومت به خستگی در فرکانس‌های کم و قابلیت چکش‌خواری از آنجمله هستند. در این حال، پایداری حرارتی رسوبها مهمترین مسئله در بخشی از موارد کاربردی است و این بگونه‌ایست که با تغییر یک یا چند پارامتر با زمان در دماهای مختلف می‌توان به اطلاعات مورد نیاز دست یافت.

تنش تسلیم و یا استحکام آلومینیوم تأثیرپذیر از میزان تغییر فرم پلاستیک و عناصر آلیاژی می‌باشد. تنش تسلیم تک کریستال آلومینیوم بسیار خالص در دمای اتاق در حدود 0.06 kg/mm^2 بوده در حالیکه برخی از آلیاژهای آلومینیوم با استحکام بالا تنش تسلیمی متجاوز از 55 kg/mm^2 دارند [۲۵ و ۲۶].

در صنایع الکتریکی آلیاژهایی از آلومینیوم مورد استفاده قرار می‌گیرد که در دمای اتاق استحکامی بین ۱۰ الی ۲۰ کیلوگرم بر میلیمتر مربع را دارا می‌باشند.

۲-۵-۱- اثر مرزدانه‌ها

براساس نظریات موجود، اثر استحکام بخشی مرزدانه‌ها، ناشی از ازدیاد کرنش سختی^۱ به وسیله مرزدانه‌ها می‌باشد که به عنوان موانع و یا منابع نابجائی‌ها عمل می‌کنند. در نمونه‌های آنیل شده تنش تسلیم σ_y با اندازه دانه D به وسیله معادله Hall-petch مرتبط می‌شود:

$$\sigma_y = \sigma_0 + K D^{-1/2} \quad (16)$$

که σ_0 تنش اصطکاکی شبکه و K در ارتباط با استحکام مرزدانه است. مقادیر این پارامترها برای آلومینیوم در جدول (۲-۱۰) آمده است پراکندگی در مقادیر σ_0 و K

1- Strain hardening

می تواند مرتبط با میزان خلوص و عملیات متفاوت اعمال شده برای هر کدام باشد.

۲-۵-۲- اثر عناصر آلیاژی

ناخالصی ها نیز در میزان تنش برش بحرانی^۱ آلومینیوم موثر می باشند. افزایش ناخالصی در محدوده $99.5 < AL < 99.995$ سبب کاهش τ_0 با نرخ $\text{wt\%} / (\text{kg/mm}^2)$ 4 می گردد، که در خلوص بیش از 99.99 این وابستگی کمتر می شود. در آلیاژهای عملیات حرارتی پذیر نیز با به وجود آمدن محلول جامد^۲، رسوب^۳ و پراکندگی آنها^۴ افزایش تنش تسلیم و نرخ کرنش سختی رخ می دهد [۲۶]، (شکل های ۲-۵ و ۲-۶).

۲-۵-۲-۱- سختی از طریق محلول جامد

اتمهای میهمان در محلول جامد در تماس با نابجائی ها ایجاد یک ناحیه یا حوزه استاتیکی می نمایند که در حین حرکت نابجائی ها سبب افزایش اصطکاک و کاهش انرژی نقص چیده شدن می گردند که در مجموع قابلیت لغزش سطوح را کم می کنند. نتیجتاً، مقاومت در برابر حرکت نابجائیها بیشتر شده و افزایش نرخ کار سختی و تغییرات ساختاری آلیاژ را موجب می شود. معادلات حاصل از تئوریها، استحکام بخشی از طریق اتم محلول به نسبت های $G\delta^2$ C ؛ $G^{3/4} C^{1/2}$ ، $Ge^{3/4} C^{1/2}$ است

$$\delta = \frac{1}{a} \frac{da}{dc}$$

a پارامتر شبکه،

G مدول برشی،

$$e = \frac{\gamma}{1 + (1 + (1/2))\gamma'}$$

1- Critical resolved shear stress (CRSS)

2- Solid solution

3- Precipitation

4- Dispersion

$$\gamma = \frac{1}{G} \frac{dG}{dC}$$

C غلظت اتمهای محلول

۲-۵-۲-۲- سختی رسوبی ذرات تغییر شکل یافته

رسوبها در مکانهای مناسب با جدایش اتمهای محلول و جمع شدن آنها شکل می‌گیرند. این ذرات دارای ساختار کریستالی همانند زمینه با فصل مشترک پیوسته (Coherent) و پارامتر شبکه متفاوت با زمینه می‌باشند. برش این رسوبها به وسیله حرکت نابجائیها و لغزش سطوح صورت می‌گیرد. مقاومت این رسوبها در برابر برش اثر ویژه‌ای در خواص مکانیکی و کاهش شکل‌پذیری (ductility) و افزایش استحکام دارد که با یکی از مکانیزمهای زیر همراه می‌شود:

۱- کرنش رسوبهای پیوسته (Coherent)

۲- اختلاف در مدول الاستیسیته بین زمینه و رسوب : دامنه کوتاه

۳- اختلاف در انرژی نقص چیده شدن : دامنه بلند

افزایش تنش برشی بحرانی CRSS ناشی از کرنش رسوبهای پیوسته سبب افزایش اندرکنش بین نابجائی و حوزه کرنش یافته رسوبها می‌شود. حداکثر افزایش CRSS به وسیله رسوبها $\Delta\tau_0 = bk_L$ از فرمول $\Delta\tau_0 = bk_L$ پیروی می‌کند که b بردار برگرز، k ماکزیم نیروی دافعه و L میانگین فاصله بین مناطق اندازه‌گیری شده در طول خط نابجائی می‌باشد.

۲-۵-۲-۳- سختی رسوبی ذرات تغییر شکل نیافته

در طی فرآیند پیرسازی مناطق رسوبی رشد می‌کنند و از محلول جامد به مقدار قابل ملاحظه‌ای کاسته می‌گردد. چنانچه فرض شود که مکانیزم استحکام بخشی تغییر نکند، تنش برشی رسوبها افزایش می‌یابد (به نسبت $R^{1/2}$) و نابجائیها کاهش می‌یابند تا اینکه شرایط استحکامی به تنش Orowan (بافرض کروی بودن ذرات) می‌رسد $\Delta\tau \sim Tf^{1/3}/R$ که کشش خطی نابجائی، f کسر حجمی ذرات و R قطر ذرات است. در کسر حجمی ثابت با افزایش شعاع ذرات، CRSS به نسبت R^{-1} افزایش می‌یابد، یعنی کاهش استحکام و تغییر مکانیزم از یک شعاع بحرانی [۲۶]، (شکل ۲-۷).

۲-۶- استحکام و مقاومت الکتریکی

براساس اطلاعات بدست آمده استحکام و مقاومت با یکدیگر مرتبط می‌باشند، چنانچه افزایش استحکام آلیاژ مشاهده گردد، افزایش مقاومت نیز مشهود است. این امر سبب می‌شود که بتوان مکانیزمهای استحکام بخشی را نیز با تغییرات مقاومت بررسی کرد (جدول ۲-۱۱). هر یک از عوامل استحکام بخشی با مکانیزمی خاص سبب خارج شدن ساختار کریستالی از شکل صحیح خود شده که این مسئله خود می‌تواند باعث افزایش پراکندگی الکترونها و در نهایت افزایش مقاومت می‌شود. برای مقایسه این عوامل با کمیت عددی از نسبت افزایش استحکام به افزایش مقاومت $\Delta\sigma/\Delta\rho$ استفاده می‌گردد. در عمل نیز برای کارایی هر چه بیشتر یعنی استحکام بالا و مقاومت پائین محدوده‌ای از این نسبت مطلوب است که بیشترین مقدار خود را داشته باشد. لذا وجود ذرات فاز دوم در حضور ساختار کار شده‌ای که دارای مرزخانه‌های فرعی باشد از ویژگی خاصی برخوردار خواهد بود تا علاوه بر دارا بودن نسبت زیاد $\Delta\sigma/\Delta\rho$ از پایداری حرارتی ویژه‌ای نیز برخوردار باشد [۷].

۲-۶-۱- رسوب در ساختار سلولی پایدار شده و سختی رسوبی

سیم‌های آلیاژی آلومینیوم Fe - Co - Al برای هدایت الکتریکی با شرایط بهبود یافته خواص مکانیکی در سیستمهای انتقال نیرو مورد کاربرد فراوانی قرار گرفته‌اند. چنانکه در فصل‌های آتی اشاره خواهد شد، استحکام زیاد توأم با پایداری حرارتی بسیار خوب از ویژگیهای مهم این آلیاژ برای کاربرد در کابل‌های فشار قوی می‌باشد. با وجود این خواص ویژه هدایت الکتریکی آنها به بیش از 60% IACS می‌باشد. در شکل (۲-۸) اثر حضور رسوبهای ریز $Al_3(Fe, Co)_2$ بر افزایش مقاومت به تبلور مجدد در زمان کوتاه در مقایسه با سیم‌های آلومینیوم EC مشاهده می‌گردد. در صنعت از این آزمایش برای تعیین مقاومت سیم به نرم شدن استفاده می‌شود.

توزیع این ذرات در پایداری حرارتی سیم مهم خواهد بود. روش ریخته گری نیز چنانچه در جدول (۲-۱۲) مشاهده می گردد تعیین کننده اصلی فواصل این ذرات است.

مشاهده می گردد که فقط در انجماد سریع است که سیم نهایی دارای فواصل بین ذره ای $(Fe, Co)_2 Al_9$ ، کمتر از اندازه بحرانی می باشد (اندازه بحرانی فواصل بین ذرات برای بیشترین نرخ جوانه زنی و رشد در تبلور مجدد ۵ میکرون گزارش شده است [۷]). در عمل از چرخ های مسی با نرخ انجمادی بالا یا روش DC^۱ برای تهیه بیلت استفاده می شود.

لذا تعداد، اندازه و فواصل بین ذرات $(Fe, Co)_2 Al_9$ برای افزایش مقاومت به تبلور مجدد (افزایش درجه حرارت تبلور مجدد) حائز اهمیت هستند. این ذرات تأثیر زیادی بر قابلیت حرکت زیر دانه ها^۲ دارند، (شکل ۲-۹)

در شکل ۲-۱۰ (الف) (دمای ۲۴۶ درجه سانتی گراد) ممانعت ذرات در تبلور مجدد را نشان می دهد. در حالیکه شکل ۲-۱۰ (ب) در دمای ۳۵۷ درجه سانتی گراد فائق آمدن زیر ساختار بر ذرات و رشد آنها را نشان می دهد.

آئیل نهایی (۲۶۰ درجه سانتی گراد) پس از نورد گرم (۶۰۰ درجه سانتی گراد) و متعاقباً کارسرد (کشش) برای شکل دادن سیم نهایی، پایداری حرارتی بسیار خوبی به سیم خواهد داد. اندازه نهایی زیر دانه ها در حدود ۰/۸ میکرون در محصول نهایی است. کبالت احتمالاً به دلیل بیشتر نمودن حلالیت آهن در دماهای کارگرم اجازه رسوب بیشتری به آهن در آئیل نهایی نسبت به آلیاژ Al-Fe خواهد داد.

1- Direct chilled

2- Subgrain

۲-۷- اثر عنصر (B) بر بر هدایت الکتریکی

همانگونه که بیان گردید حضور عناصری نظیر Ti ، V ، W ، Cr و Zr در حالت محلول جامد دارای اثری مضر در خاصیت رسانایی الکتریکی و کارسرد آلومینیوم می‌باشند. بنابراین کاهش این عناصر در حالت انحلالی برای تولید آلومینیوم EC قبل از ریخته‌گری، از اهمیت ویژه‌ای برخوردار است. این عمل با انجام روشهای گوناگون از جمله افزودن آلیاژساز^۱ آلومینیوم - بر به مذاب اولیه و جذب عناصر مضر به شکل براید غیرمحلول در آلومینیوم صورت می‌پذیرد.

به علاوه با تشکیل چنین ذرات برایدی در کوره لازم است که متناوباً کوره پاک گردد، زیرا همراه شدن این ناخالصی‌های غیرفلزی با مذاب آلومینیوم سبب کاهش خواص مکانیکی محصول تولید شده می‌گردد. با این وجود در این روش مقدار قابل ملاحظه‌ای ذرات برایدی وارد مذاب می‌شود و اثرات نامطلوب را برجای می‌گذارد.

روشهای دیگر کاهش Ti و V شامل افزودن ترکیبات حاوی بر نظیر بوراکس^۲، به سلول احیای الکترولیت است که در این حالت عناصر مضر به صورت ترکیبات غیرمحلول در می‌آیند و مقداری بر اضافی نیز در مذاب آلومینیوم باقی می‌ماند. در این حالت ذرات براید مجتمع شده و در کف سلول ته‌نشین می‌گردد. بر اضافی ممکن است اثرات نامطلوبی بر ریزکردن دانه‌ها داشته باشد.

روش دیگری نیز وجود دارد که در آن ترکیبات تجزیه شونده بر به مذاب موجود در کوره یا در پاتیل اضافه می‌شود. در این واکنش که برای تشکیل براید آلومینیوم و مخلوط نمک کمپلکس حاوی فلوراید پتاسیم - آلومینیوم ($\text{KF} - \text{AlF}_3$) انجام می‌شود این مخلوط به دلیل دانستیه کمتر بر روی سطح مذاب شناور می‌شود ولی نقش فلاکس برای رسوبات براید را انجام نمی‌دهد [۱۹].

1- Master Alloy

2- Borax

اخيراً روش موثرتری توسط محققين كشف شده كه در آن جداسازی ذرات برآيد از مذاب آلومينيوم و كاهش زمان عمليات به وسیله افزودن مواد حاوی بر در حضور مقدار موثر كلرايد فلزی همراه با مواد فلورايد كه به عنوان فلاكس برای $B_2(Ti, V)$ عمل می‌كنند همراه با همزدن مذاب، انجام می‌شود.

در این روش سرعت جذب Ti و V به كمپلكس برآيد به میزان زیادی افزایش می‌یابد و مواد فلاكس ذرات برآيد را جمع می‌كنند و با همزدن مذاب به سرعت بالا می‌آورند.

فصل سوم

روش انجام آزمایشات

آزمایشهای انجام شده برای بررسی تأثیر پارامترهای ریخته‌گری و عناصر آلیاژی بر هدایت الکتریکی و خواص مکانیکی به سه دسته اصلی تقسیم گردیدند:

الف - اثر پوسته اکسیدی

ب - اثر بر، تیتانیوم و تأثیر توأم تیتانیوم - بر

ج - اثر آهن، کبالت و ترکیب دوتایی آهن - کبالت

روند کلی انجام آزمایشات (بدون در نظر گرفتن تقسیم‌بندی فوق) به ترتیب ذیل می‌باشد:

۱- تهیه نمونه‌های ریخته‌گی به شکل استوانه (بلیت جهت عملیات اکستروژن) و شمش با مقطع دوزنقه (جهت نورد، مطابق با پروفیل غلطکهای نورد در روش Properzi)^۱

۲- تعیین ترکیب شیمیایی و وزن حجمی نمونه‌های ریخته شده

۳- آزمایش هدایت الکتریکی بر روی نمونه‌های ریخته‌گی به روش (Eddy - current)

۴- مطالعه درشت ساختار و ریز ساختار نمونه‌ها

۵- عملیات کار مکانیکی گرم بر روی نمونه‌های ریخته شده برای دستیابی به سیم (اکستروژن و یا نورد و در ادامه نورد کشش سیم تا قطر دلخواه)

۶- آزمایش هدایت الکتریکی بر روی سیم‌های تولید شده به روش مقاومتی

۷- آزمایش استحکام کششی در دمای محیط و دمای بالا

۸- مطالعه سطوح مقاطع شکست نمونه‌ها پس از آزمایش کشش.

عملیات ذوب تماماً توسط کوره القایی (فرکانش متوسط 4KHz) در بوت‌ه گرافیتی صورت گرفت و ترکیب شیمیایی توسط روشهای جذب اتمی^۲ و آنالیز نقطه‌ای (EDX)، مطالعه ریزساختار به وسیله میکروسکوپهای الکترونی روبشی (SEM) و نوری و آزمایشهای هدایت الکتریکی توسط روشهای (Eddy - Current) و مقاومت اهمی (پل

و تستون) صورت گرفت.

جهت همسانی نمونه‌های آزمایشی از قالب فولادی استوانه‌ای شکل به قطر ۳۰ میلی‌متر و ارتفاع ۸۰ میلی‌متر مطابق شکل (۱-۳) و همچنین قالب مسی با مقطع دوزنقه به سطح مقطع ۱۴/۵ میلی‌متر مربع مطابق شکل (۲-۳) استفاده شد.

۳-۱- افزایش پوسته اکسیدی

در این مرحله جهت بررسی ناخالصیهای اکسیدی سه روش مصنوعی ورود اکسید مورد آزمایش قرار گرفت که در شرایط عملی تولید امکان ورود به درون توده آلومینیوم را به ویژه هنگام تولید کابل های آلومینیومی به روش Properzi (پیوست ۱) دارند. کلیه آزمایشات در این مرحله بر روی آلومینیوم EC با ترکیب شیمیائی ارائه شده در جدول (۳-۱) صورت گرفته است.

۳-۱-۱- تلاطم سطحی مذاب

ایجاد تلاطم سطحی و شکستن پوسته اکسیدی و کشیدن آنها به درون توده مذاب توسط همزن با مشخصات نشان داده شده در شکل (۳-۳) صورت گرفت. همزدن مکانیکی مذاب با سرعت ۲۵۰ دور در دقیقه در مدت زمان های ۱، ۲، ۳، ۴ و ۵ دقیقه انجام پذیرفت.

۳-۱-۲- افزودن برگشتی های آلومینیومی به مذاب اولیه

سیم های آلومینیومی تولید شده (از جنس مذاب اولیه) نیز به دلیل داشتن لایه اکسید سطحی می تواند به عنوان یکی از منابع ایجاد کننده اکسید به درون مذاب باشد. در این مرحله نیز با افزودن مقادیر ۵، ۱۰، ۱۵، ۲۰، ۲۵، ۳۰، ۳۵ و ۴۰ درصد وزنی از سیم آلومینیومی به مذاب و نمونه گیری در هر مرحله اثر این نوع اکسید نیز بررسی گردید.

۳-۱-۳- ارتفاع بارریزی مذاب

افزایش ارتفاع مذاب در حال ریزش با دبی ثابت از یک سو می تواند موجب افزایش کشش سطحی مذاب و عدم پیوستگی ستون مذاب گردد که در نهایت سبب افزایش نسبت سطح به حجم و بیشتر شدن اکسیداسیون می شود و از سوی دیگر با ایجاد تلاطم

سطحی، پاشش (splashing) مذاب را موجب گشته که این امر موجب تشکیل مقدار زیادی اکسید در مذاب می‌گردد.

در درجه حرارت ذوب‌ریزی مذاب 720°C با دبی حدود $20\text{Cm}^3/\text{s}$ از ارتفاعهای ۱۵، ۲۵ و ۳۵ سانتی متر ریخته شد و پس از هر مرحله نیز نمونه برداری جهت آزمایشهای بعدی صورت گرفت.

۳-۱-۴- درجه حرارت ذوب‌ریزی

جهت سنجش اثر دمای فوق ذوب برخواص مورد نظر از جنبه‌های هدایت الکتریکی و خواص فیزیکی نمونه‌های همسان در درجه‌حرارت‌های ۷۰۰، ۷۵۰، ۸۰۰، ۸۵۰ و ۹۰۰ درجه سانتی‌گراد تهیه و ریخته‌گری شدند.

۳-۲-۱ اثر بر، تیتانیوم و تیتانیوم بر

۳-۲-۱-۱ افزایش بر

در این مرحله از آلیاژساز^۱ آلومینیوم - بر حاوی ۳٪ بر استفاده گردید. افزایش بر در مقادیر ۲۰، ۴۰، ۶۰ و ۸۰ و ۱۰۰ ppm در دمای بارریزی 700°C صورت گرفت. مواد شارژ در این مرحله آلومینیوم ۱۰۵۰ بود که قبلاً بر به آن اضافه نشده بود.

۳-۲-۲-۱ افزایش تیتانیوم

تیتانیوم نیز به صورت آلیاژی از آلومینیوم که حاوی ۱۰٪ تیتانیوم بود به مذاب اضافه گردید. مقدار افزایش تیتانیوم به ترتیب ۱۰/۱۵، ۲۰/۲۰، ۲۵/۲۵ درصد وزنی مذاب اولیه در دمای 750°C درجه سانتی گراد به مذاب اضافه گردید.

۳-۲-۳-۱ افزایش تیتانیوم - بر

جهت بررسی اثر ریزدانه شدن در هدایت الکتریکی آلومینیوم از آلیاژساز Al-5Ti-1B استفاده گردید که در مقادیر ۱/۱۵، ۲/۲۰، ۲۵/۲۵ درصد وزنی به مذاب اولیه اضافه شد. آلیاژساز مربوطه به شکل میله‌ای با قطر ۹/۵ میلیمتر بود.

۳-۳-۳- اثر آهن، کبالت و ترکیب دوتایی آهن - کبالت

جهت بهبود خواص مکانیکی آلومینیوم در دمای محیط و به ویژه در درجه حرارت‌های بالا (تا حدود 200°C) از عناصر آلیاژی آهن، کبالت و ترکیب دوتایی آهن - کبالت استفاده بعمل آمد.

برای افزودن این عناصر (کمتر از ۱ درصد وزنی) ابتدا آلیاژسازهای مورد نیاز با ترکیب‌های $\text{Al}-12\%\text{Fe}$ و $\text{Al}-13\%\text{Co}$ ساخته شد و بعد از آنالیز شیمیایی طی مراحل مختلف به آلومینیوم افزوده گردید.

۳-۳-۱- افزایش آهن

جهت بررسی خواص الکتریکی و مکانیکی آلیاژ $\text{Al}-\text{Fe}$ ، آهن در درصدهای ۰/۱ تا ۱٪ به صورت آلیاژساز $\text{Al}-12\%\text{Fe}$ اولیه افزوده شد. سپس برای بررسی خواص مکانیکی و الکتریکی پس از اکستروژن در قالب‌های استوانه‌ای و برای بررسی خواص پس از کشش سیم در قالب‌های با مقطع دوزنقه‌ای ریخته شد. دمای مذاب در هنگام بارریزی 700°C درجه سانتی‌گراد بود.

۳-۳-۲- افزایش کبالت

خواص مکانیکی و الکتریکی نمونه‌های کار شده $\text{Al}-\text{Co}$ در حالت پس از اکستروژن مورد بررسی قرارگرفت در این آزمایش کبالت در درصدهای ۰/۱ تا ۱٪ به صورت آلیاژساز $\text{Al}-13\%\text{Co}$ به مذاب اولیه افزوده شد و سپس نمونه‌های ریخته شده در قالب‌های استوانه‌ای تحت عملیات اکستروژن در دمای 500°C درجه سانتی‌گراد واقع شدند.

۳-۳-۳- افزایش آهن - کبالت

در این مرحله نیز آلیاژسازهای $\text{Al}-12\%\text{Fe}$ و $\text{Al}-13\%\text{Co}$ به طور همزمان برای تهیه

آلیاژهای مجموع ۰/۲ تا ۲٪ آهن و کبالت در مذاب اولیه افزوده شد. بررسی خواص مکانیکی و الکتریکی این آلیاژها نیز در حالت پس از اکستروژن و پس از کشش سیم مورد مطالعه قرار گرفت لذا شمشهای استوانه‌ای و مقطع دوزنقه‌ای نیز از این آلیاژها تهیه شد. در آزمایش دیگر به نمونه $Al-0.5Co-0.5Fe$ عنصر لیتیم (Li) در مقادیر ۱۰، ۲۰، ۴۰ و ۱۰۰ ppm اضافه شد.

۳-۴- روش اندازه گیری هدایت الکتریکی

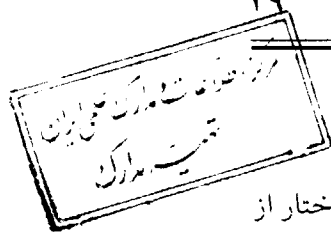
تعیین میزان هدایت الکتریکی که بخش مهمی از پروژه محسوب می شود برحسب شکل نمونه به دو روش الکترومغناطیسی (Eddy current) براساس استاندارد (ASTM E1004-84 و مقاومتی براساس استاندارد (ASTM 193-87) انجام شد.

واحد اندازه گیری هدایت الکتریکی به عنوان درصدی از هدایت الکتریکی مس آنیل شده استاندارد (IACS%) بیان می گردد. همچنین واحد ($\mu\Omega \text{ Cm}$) نیز در اندازه گیری ها مورد استفاده قرار گرفت.

در روش الکترومغناطیسی اصول کاربر نفوذ امواج الکترومغناطیس در نمونه مورد آزمایش در تماس با Probe تا ضخامت معین می باشد. عمق نفوذ و یا ضخامت لایه قابل نفوذ امواج بستگی به فرکانس و قابلیت نفوذپذیری ماده مورد نظر دارد (گذشته از اینکه محل تماس Probe با نمونه باید پولیش شده و عاری از آلودگی باشد).

برای آلومینیوم این عمق نفوذ ۱/۱ میلی متر محسوب می گردد. عدد خروجی برحسب (IACS %) بود که از دستگاه K.J. Law مدل M4900B استفاده به عمل آمد. میزان خطای دستگاه بود. روش الکترومغناطیسی برای نمونه های پس از ریختگی و فشرده شده (انتهای بیل) مورد استفاده قرار گرفت.

در روش مقاومتی که برای سنجش مقاومت سیمها به کار رفت، اصول کار براساس اندازه گیری مقاومت مجهول (پل وستون) و عدد خروجی برحسب (میکرواوم برمتر) بود که از دستگاه K.B.Law مدل 4320 استفاده شد. با داشتن قطر و طول سیم مورد آزمایش مقادیر برحسب (IACS%) محاسبه شد.



۳-۵- بررسی های متالوگرافی

جهت بررسی نحوه انجمادی نمونه های پس از ریختگی و مطالعه درشت ساختار از محلولی با ترکیب ۴۵ میلی لیتر اسید کلریدریک (غلظت)، ۱۵ میلی لیتر اسیدنیتریک (غلظت)، ۱۵ میلی لیتر اسیدفلوئوریدریک (۴۸٪) و ۲۵ میلی لیتر آب و غوطه وری نمونه ها در این ترکیب به مدت ۱۵-۱۰ ثانیه استفاده شد.

در مطالعه ریز ساختار از دو روش میکروسکوپ الکترونی روبشی (SEM) و میکروسکوپ نوری استفاده شد. برای برخی نمونه ها پولیش نهایی از پولیش مکانیکی و برای برخی دیگر از روش الکتروپولیش کمک گرفته شد.

در روش الکتروپولیش محلول ۲۵۰ میلی لیتر اسیدنیتریک به علاوه ۷۵۰ میلی لیتر متانول پس از پولیش مکانیکی در زمان ۱۵-۵ ثانیه در جریان ۳/۵ آمپر بر سانتی متر مربع و در روش پولیش مکانیکی پس از آخرین مرحله پولیش از محلول اصلاح شده Keller که حاوی ۲ میلی لیتر اسیدفلوئوریدریک (۴۸٪)، ۳ میلی لیتر اسیدکلریدریک (غلظت)، ۵ میلی لیتر اسیدنیتریک (غلظت) و ۱۹۰ میلی لیتر آب در زمان غوطه وری ۶۰-۱۰ ثانیه بود جهت حکاکی نمونه ها استفاده بعمل آمد.

۳-۶- عملیات کار مکانیکی گرم

از آنجا که هدف اصلی این پروژه بیشتر در جهت شناسائی خواص الکتریکی و مکانیکی سیم آلومینیومی بود برای تبدیل نمونه‌های ریختگی به سیم با قطر دلخواه از دو فرآیند مکانیکی اکستروژن و نورد (و در ادامه نورد کشش سیم) استفاده شد. لذا قالب اکستروژن با طرح شماتیک (شکل ۳-۴) ساخته شد. نمونه‌ها به همراه قالب تا دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد گرم و سپس در زیر پرس هیدرولیک تحت نیروی فشاری قرار می‌گرفت که در طی آن نمونه‌های ریختگی اولیه با قطر ۳۰ میلی‌متر به سیم به قطر ۳ میلی‌متر تبدیل می‌شد.

در فرآیند نورد از خط تولید شرکت آلومتک با سیستم Properzi استفاده شد، شمش با مقطع دوزنقه که دارای سطح مقطع ۱۴/۵ سانتی‌متر مربع بود به میله‌ای با قطر ۱ سانتی‌متر تبدیل شده که دمای ورود به غلطک اول ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد و پس از آخرین مرحله نورد دما ۱۸۰ درجه سانتی‌گراد بود. در ادامه میله آلومینیومی با قطر ۱ سانتی‌متر تحت فرآیند کشش سیم در دمای محیط به سیم با قطر ۳ میلی‌متر تبدیل می‌شد. هر دو فرآیند برای آلومینیوم با آلیاژهای آهن - کبالت و آلومینیوم EC مورد استفاده قرار گرفت.

۳-۷- خواص مکانیکی

سیم‌های تهیه شده از دو فرآیند اکستروژن و نورد، به وسیله دستگاه INSTRON تحت آزمایش کشش قرار گرفتند.

همچنین برای بررسی استحکام کششی در دمای بالا کوره الکتریکی مطابق شکل (۳-۵) طراحی و ساخته شد و بر روی دستگاه آزمایش کشش نصب گردید. آزمایش کشش در دمای بالا، در درجه حرارت‌های ۱۰۰، ۱۵۰ و ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد برای نمونه‌های سیمی کشیده شده حاوی آهن و ترکیب آهن کبالت مورد آزمایش قرار گرفت که پس از قراردادن سیمها در کوره برای رسیدن به شرایط تعادل زمانی بین ۱۵ تا ۲۰ دقیقه برای گرم شدن منظور می‌شد. همچنین نمونه‌های سیمی کشیده شده حاوی عناصر فوق برای بررسی پایداری حرارتی در دماهای مذکور به مدت ۱۶ ساعت عملیات نگهداری و در دمای محیط تحت آزمایش کشش قرار گرفتند.

فصل چهارم

بحث و بررسی

۴-۱- اثر پوسته اکسیدی بر هدایت الکتریکی و خواص مکانیکی

جهت بررسی اثر پوسته‌های اکسیدی بر هدایت الکتریکی و خواص مکانیکی آلومینیوم همانگونه که قبلاً اشاره شد از سه روش همزدن سطحی مذاب، افزایش میزان برگشتی (به شکل سیم) و تأثیر افزایش ارتفاع بارریزی استفاده گردید.

۴-۱-۱- اثر زمان همزدن سطحی مذاب

هنگام ذوب آلومینیوم، پوسته اکسیدی نسبتاً فشرده‌ای بر روی سطح مذاب تشکیل می‌شود که به مرور زمان ضخامت آن افزایش می‌یابد. این پوسته اکسیدی از آنجا که فشرده و بر سطح مذاب چسبنده است، از توده مذاب در برابر اکسیداسیون محافظت می‌کند. این پوسته اکسیدی در سطح تماس با مذاب شرایط ترشوندگی مناسبی داشته، در حالیکه سطحی که در تماس با هواست کاملاً غیرترشونده با مذاب آلومینیوم است. مواضع غیرترشونده می‌توانند مراکز مناسبی بر جوانه‌زنی حفرات (گازی یا انقباضی) باشند [۱۶]. در نمودار (۴-۱) اثر همزدن سطح مذاب بر کاهش هدایت الکتریکی مشاهده می‌شود. با همزدن مذاب پوسته اکسیدی فشرده شکسته شده و به داخل مذاب کشیده می‌شود. به دلیل فعالیت شیمیایی شدید آلومینیوم با اکسیژن هوا پس از شکسته شدن پوسته، مجدداً پوسته دیگری بر سطح مذاب تشکیل می‌شود. از آنجا که این پوسته‌ها دارای یک سطح غیرترشونده هستند با شکسته شدن و فرورفتن آنها به درون مذاب مواضع مناسبی جهت جوانه‌زنی حفرات گازی و یا انقباضی در حین انجماد به وجود می‌آید. بنابراین، نمونه‌هایی که پس از همزدن مذاب ریخته‌گری می‌شوند علاوه بر دارا بودن پوسته‌های اکسیدی، دارای حفرات گازی و انقباضی نیز می‌باشند. حضور توأم حفرات و ذرات اکسیدی کاهش شدید هدایت الکتریکی را در بر دارد.

با اعمال فشار و سیلان فلز در هنگام عمل اکستروژن حفرات در نمونه‌های فشرده (ته بیلت) حذف شده و در مقایسه با نمونه‌های ریخته‌گری فقط پوسته‌های اکسیدی در

قطعه باقیمانده که عامل اصلی کاهش هدایت هستند. لذا در نمودار شکل (۴-۱) ملاحظه می شود که نمونه های فشرده شده هدایتی بیش از نمونه های ریختگی دارند. نمونه های اکستروژن شده در مقایسه با نمونه های ریختگی و فشرده شده هدایت کمتری از خود نشان می دهند. با توجه به محصول بدست آمده که سیمی به قطر ۳ میلیمتر می باشد، این امر را می توان به افزایش احتمال برخورد الکترونهاى عبوری با پوسته های اکسیدی و پراکنش بیشتر الکترونها و در نهایت کاهش بیشتر هدایت الکتریکی نسبت داد.

این پوسته ها در عین عمل اکستروژن در اثر سیلان آلومینیوم خرد شده و در داخل سیم اکستروژن شده پراکنده می گردند. هر چه مقدار ناخالصی های موجود در کسر حجمی ثابت کوچک تر باشد مقاومت الکتریکی کمتر می گردد [۱۵]. ولی با این وجود، در مقایسه با نمونه های ریختگی و فشرده، کاهش هدایت بیشتری را در سیمهای اکستروژن شده می توان مشاهده نمود. ممکن است این امر به افزایش عیوب شبکه ای در اثر کار مکانیکی نسبت داده شود. ولی تحقیقات بعمل آمده [۲۲] نشان می دهد که (با انجام کار مکانیکی حتی در حالت سرد بر روی آلومینیوم خالص که عیوب شبکه ای را به شدت افزایش می دهد) در کرنش های بالای ۹۸٪ افزایش مقاومت کمتر از ۱٪ است. همچنین اعمال کرنش ۷۵٪ در اثر تنش فشاری و متعاقب آن بالا بردن دما تا بیش از دمای شروع تبلور مجدد (۲۰۰°C) [۳۴] و حذف اثرات افزایش عیوب شبکه ای ناشی از کار سرد تأثیر بسیار اندکی بر مقاومت الکتریکی در مقایسه با افزایش مقاومت ناشی از افزایش اکسید و حفرات دارد.

این امر در شکل ۴-۴۶ بوضوح مشاهده می گردد. با توجه به مقاومت الکتریکی تک کریستال آلومینیوم در دمای صفر درجه سانتی گراد که معادل $2/428 \mu\Omega \text{ Cm}$ است تغییرات مقاومت در اثر اعمال کار مکانیکی و بازیابی و متعاقب آن تبلور مجدد بسیار اندک است.

لذا کاهش هدایت الکتریکی در سیم های اکستروژن شده را می توان به برخورد بیشتر

الکترونها با اکسیدهای موجود در سطح مقطع نازک مرتبط ساخت.

وجود حفرات ناشی از افزایش پوسته‌های اکسیدی در توده منجمد شده با کاهش انقباض خارجی و کاهش چگالی نمونه‌ها قابل توضیح است. همانگونه که شکل ۴-۴۷ نشان می‌دهد، با افزایش زمان همزدن مذاب انقباض خارجی نمونه‌ها از راست به چپ کاهش یافته و انقباض درونی افزایش می‌یابد. این امر را می‌توان به تشکیل حفرات در مجاورت ذرات اکسیدی پراکنده مرتبط دانست که با اعمال انقباض داخلی، انقباض خارجی نیز به حداقل رسیده است.

همچنین کاهش چگالی نسبی در نمودار شکل ۴-۱۲ را می‌توان دلیل دیگری بر وجود این حفرات دانست. زیرا چگالی اکسید آلومینیوم تقریباً مشابه چگالی آلومینیوم خالص است و افزایش کسر حجمی اکسید موجب کاهش چگالی مجموعه نشده، بلکه حفرات مجاور آن در کاهش چگالی موثر خواهند بود.

وجود این پوسته‌های اکسیدی که عمدتاً ترد و غیرقابل انعطاف هستند در زمینه نرم و شکل‌پذیر آلومینیوم خالص در حالت اکستروژن شده سبب افزایش استحکام کششی می‌شوند. به دلیل تشویق جوانه‌زنی حفرات در مجاورت فاز اکسیدی انتظار می‌رود که استحکام کششی در حالت ریختگی کاهش یابد. ولی در حالت اکستروژن شده به دلیل اعمال فشار، اتصال نسبی بین سطح غیر ترشونده و زمینه آلومینیومی بهبود یافته و همچنین از حرکت سطوح لغزش به وسیله پوسته‌های اکسیدی (که سخت‌تر از زمینه هستند) ممانعت بعمل آمده که نتیجه آن کمک در افزایش استحکام کششی می‌باشد. ولی از آنجا که این پوسته‌ها در محل اتصال با زمینه آلومینیومی کاملاً شرایط خیس‌شوندگی را بوجود نمی‌آورند، همانند یک ترک عمل می‌کنند خاصیت شکل‌پذیری آلومینیوم را به شدت کاهش می‌دهند. نمودار ۴-۲ بوضوح این مسئله را آشکار می‌سازد.

همچنین در شکل ۴-۴ که از مقطع شکست سیم اکستروژن شده تهیه شده است وجود پوسته‌های پراکنده را که با حروف A و B مشخص شده‌اند نشان می‌دهد.

در آلیاژهای آلومینیوم که مکانیزم استحکام بخشی توسط عملیات حرارتی انحلال - پیرسازی با ایجاد فازهای سختی که دارای فصل مشترک پیوسته با زمینه هستند صورت می‌گیرد. وجود پوسته‌های اکسیدی در حالت اکستروود شده سبب کاهش همزمان استحکام کششی و میزان شکل پذیری (افزایش طول نسبی) شده است [۲۰]. علت این امر می‌تواند مرتبط با افزایش تنشهای پس ماندی باشد که در نتیجه عملیات حرارتی کوئچ در آب صورت گرفته است.

در شکل (۴-۶) سطح مقطعی که در آن حفره‌های مخروطی شکل (Dimple) کمتر دیده می‌شود و سطح شکست صاف‌تر از سطح شکست آلومینیوم خالص است حاکی از کاهش شکل پذیری و شکست ترد در محلهای حضور پوسته‌های اکسیدی می‌باشد. شکل ۴-۵ سطح شکست آلومینیوم خالص در حالتی است که پوسته اکسیدی افزوده نشده و دارای حفره‌های مخروطی شکل در تمام سطح می‌باشد.

۴-۱-۲- اثر میزان برگشتی

سیم‌های از قبل تولید شده نیز که دارای سطح اکسیدی نسبتاً زیادی هستند با افزودن به مذاب بعنوان برگشتی سبب افزایش کسر حجمی اکسید در مذاب آلومینیوم می‌گردند. با ذوب شدن سیم‌های آلومینیومی اکسیدهای سطحی دیرگداز آنها باقیمانده و با توجه به چگالی مشابه تمایل به غوطه‌وری در مذاب دارند. این لایه‌های اکسیدی از آنجا که در حالت جامد تشکیل می‌شوند نازک‌تر از پوسته‌های اکسیدی متشکله بر روی سطح مذاب می‌باشند. این اکسیدها تمایل به خرد شدن داشته و با ارائه سطوح غیرترشونده اتصال شیمیایی مطلوبی با مذاب نداشته و مشابه آنچه که در بخش ۴-۱-۱ ذکر گردید محل مناسبی را جهت تشکیل حفرات گازی و یا انقباضی ایجاد کنند.

در این حالت نیز با افزایش سیم‌های برگشتی به مذاب کاهش هدایت الکتریکی نمونه‌های پس از ریختگی مشاهده می‌شود، که کاهش هدایت الکتریکی ناشی از اثر توام

پوسته‌های اکسیدی به عنوان ناخالصی و حفرات گازی و انقباضی به عنوان عوامل گسستگی در ماده و عدم عبور پیوسته جریان می‌باشد. نمودار شکل (۴-۷) اثر افزایش سیمهای آلومینیومی به مذاب را بر کاهش هدایت الکتریکی نشان می‌دهد.

در حالت ته بیلت فشرده شده نیز حفرات در اثر سیلان فلز تحت نیروی فشاری اکستروژن حذف شده و در مقایسه با نمونه‌های ریختگی افزایش مقاومت ناشی از اکسیدهای سطحی سیمهای افزوده شده به مذاب می‌باشد. طبیعی است که با حذف حفرات افزایش هدایت الکتریکی در این حالت وجود خواهد داشت (شکل ۴-۷).

در نمونه سیمهای حاصل از اکستروژن نیز کاهش نسبتاً شدید هدایت الکتریکی مشاهده می‌شود. دلیل این امر علیرغم انجام کار مکانیکی، به افزایش احتمال برخورد الکترون‌ها با پوسته‌های اکسیدی نسبت داده می‌شود، زیرا همانطور که ذکر گردید با کوچک شدن مسیر عبور الکترون‌ها و ثابت ماندن کسر حجمی پوسته‌های اکسیدی مقاومت افزایش می‌یابد.

اندازه‌گیری چگالی در نمونه‌های ریختگی و ته بیلت‌های اکستروژن شده وجود حفرات در مجاورت سطح غیر ترشونده پوسته‌های اکسیدی را به اثبات می‌رساند. در نمودار شکل ۴-۱۳ اثر سیمهای برگشتی بر چگالی نشان داده شده است. در این نمودار کاهش چگالی با افزایش درصد سیمهای برگشتی در حالت پس از ریختگی و ثابت ماندن چگالی در حالت پس از اکستروژن ملاحظه می‌گردد.

در شکل ۴-۳ نیز حضور پوسته‌های اکسیدی مجتمع شده در گوشه سطح مقطع شکست در نمونه با ۳۰٪ افزایش سیم برگشتی مشاهده می‌شود. برای تشخیص پوسته اکسیدی از زمینه آلومینیومی از مقایسه تصویر Back scattered در کنار تصویر secondary استفاده شده است.

در فرآیند تولید کابل‌های آلومینیومی، افزودن سیمهای برگشتی موجب کاهش ضایعات و افزایش بهره‌وری خواهد بود ولی باید توجه داشت که با توجه به نتایج فوق این مقدار تا

حد معینی قابل افزایش بوده، در غیر اینصورت موجب کاهش کیفیت محصول نهائی می‌گردد.

۴-۱-۳- اثر ارتفاع بارریزی

در هنگام ریخته‌گری جریان مذاب در حال ریزش به شکل ستونی از سیال خواهد بود که در اثر نیروی ثقل میل به افزایش سرعت تا رسیدن به سرعت حدی دارد. با افزایش سرعت سیال در قسمت پائین‌تر ستون مذاب نسبت به بالای ستون در اثر نیروی کشش سطحی مذاب، کاهش سطح مقطع پدید می‌آید در این حالت نسبت سطح به حجم ستون مذاب افزایش یافته و با افزایش سطح تماس اکسید حاصله نیز بیشتر خواهد شد.

همانگونه که در تصویر ۲-۳ (الف) مشاهده می‌شود در ارتفاع کم پوسته ثابت اکسیدی اطراف مذاب را فرا می‌گیرد. با افزایش ارتفاع اکسیدهای حاصله در اثر جریان سریع‌تر مذاب به صورت حلقه‌های سرباره بر روی سطح مذاب قرار خواهند گرفت و اکسیدهای جدید بر روی ستون مذاب پدید می‌آید. با افزایش بیشتر ارتفاع همراه با سرباره حاصله، هوا نیز به صورت حبابهایی وارد مذاب می‌شود. اگر ارتفاع بارریزی به اندازه کافی زیاد باشد مذاب در حال ریزش در اثر نیروی برشی حاصل از کشش سطحی میل به قطره‌ای شدن پیدا می‌کند و در این حالت اکسید به وجود آمده به نحو فزاینده‌ای افزایش می‌یابد. از طرفی قطرات در حال ریزش در تماس با هوا و افزایش نرخ سرد شدن به صورت جامد - مایع خواهند بود و در هنگام ریخته شدن در درون قالب علاوه بر پوسته‌های اکسیدی هوای محبوس در بین قطرات نیز وجود خواهد داشت. بدیهی است که با افزایش ارتفاع اکسید حاصله و هوای محبوس بین پوسته‌ها افزایش می‌یابد و مقاومت الکتریکی نیز افزایش شدیدی پیدا می‌کند.

نمودار ۴-۹ اثر ارتفاع ریزش مذاب بر هدایت الکتریکی را نشان می‌دهد. در این حالت نیز وجود سطوح اکسید شده در تماس با هوا و همچنین هوای محبوس ناشی از ریزش

غیرپیوسته مذاب سبب کاهش چگالی در حالت پس از ریختگی می‌باشد. این مسئله در نمودار ۴-۱۴ نشان داده شده است.

وجود فیلمهای اکسیدی به وجود آمده در این حالت نیز افزایش نسبی استحکام کششی را در نمونه سیمهای اکستروژن شده در بر داشت ولی باعث کاهش شدید افزایش $\%EL$ گردید.

تشکیل پوسته‌های اکسیدی در حین فرآیند تولید اگرچه امری اجتناب‌ناپذیر می‌باشد، لیکن با توجه به تأثیر منفی آنها در هدایت الکتریکی و افزایش طول نسبی باید تا حد امکان از حضور آنها در محصول باید جلوگیری بعمل آورد. افزایش استحکام جزئی پس از اکستروژن، در بالا بردن استحکام محصول کابل با وجود مضرات ناشی از حضور اکسیدها مطلوب به نظر نمی‌رسد. زیرا استحکام بخشی کابل تولیدی نهایی از طریق رشته‌های فولادی گالوانیزه شده و یا آلومینایز شده صورت می‌پذیرد.

لذا با کنترل شرایط سه پارامتر اغتشاش سطحی، میزان برگشتی و ارتفاع ریزش باید تا حد امکان از افزایش پوسته‌های اکسیدی در فرآیند تولید جلوگیری بعمل آورد. ضمناً می‌توان اکسیدهایی را که در حین ذوب و ریختن مذاب به وجود می‌آیند با قرار دادن فیلترهای اسفنجی و یا بکارگیری عملیات دمش گاز خنثی از نازلهای در حال چرخش (روش Rotary) از میزان اکسیدها و ناخالصی‌های موجود تا حد امکان کاست.

۴-۱-۴ اثر دمای فوق‌گداز

با بالا رفتن دمای مذاب حلالیت هیدروژن افزایش می‌یابد و با افزایش حد حلالیت هیدروژن (به صورت اتمی) در مذاب امکان به هم پیوستن اتمها و تشکیل حبابهای ریز هیدروژن در هنگام انجماد محتمل است، (شکل ۲-۱).

بدیهی است که هر چه هیدروژن موجود در اتسمفر بیشتر باشد، هیدروژن جذب شده در مذاب بیشتر خواهد بود. با توجه به قابلیت نفوذپذیری هیدروژن در مذاب زمان نیز

عاملی مهم بر حلالیت هیدروژن در تعادل با اتمسفر محسوب می شود.

در آزمایش به عمل آمده همانگونه که در شکل ۴-۱۱ مشاهده می شود دمای مذاب تأثیر بسیار اندکی بر کاهش هدایت الکتریکی دارد. علت این امر می تواند مرتبط با بکارگیری سیستم ذوب القائی باشد که سریعاً مواد را ذوب نموده و در محیطی عاری از عوامل آلوده کننده فرآیند ذوب انجام می شود. همچنین زمان نگهداری مذاب در دماهای فوق ذوب کم بوده و تخلخلهای ریز به وجود آمده ناشی از حلالیت هیدروژن قابل اغماض و چشم پوشی است.

شکل ۴-۴۸ درشت ساختار حاصل از تأثیر دمای بارریزی را بر اندازه دانه ها نشان می دهد. ملاحظه می شود که با افزایش دمای فوق ذوب، شیب حرارتی بین قالب فلزی و مذاب در هنگام انجماد کاهش یافته و در نهایت ساختار ستونی بیشتر تشویق می گردد. در این حالت چگالی مرزدانه ای که یکی از عوامل کاهش هدایت الکتریکی است کاهش می یابد.

معذلتک تأثیر مرزدانه ها بر هدایت الکتریکی در مقایسه با هیدروژن حل شده بر هدایت الکتریکی کمتر می باشد زیرا با درشت تر شدن ساختار و کاهش دانسیته مرزدانه ها در حین افزایش هیدروژن با بالا رفتن دما هدایت به میزان جزئی کاهش یافته است.

تأثیر دمای فوق ذوب در کاهش چگالی در نمودار ۴-۱۵ ارائه شده است. ملاحظه می شود که افزایش دمای فوق ذوب تأثیر بسیار اندکی بر کاهش چگالی داشته است. انتظار می رود با افزایش زمان نگهداری در دماهای فوق ذوب و اجازه نفوذ هیدروژن بیشتر به داخل مذاب کاهش بیشتری در چگالی مشاهده شود.

۴-۲- بررسی اثر عناصر آلیاژی بر هدایت الکتریکی

۴-۲-۱- اثر بُر بر هدایت الکتریکی

همانگونه که در فصل دوم ذکر گردید حضور عناصر آلیاژی در فلز خالص سبب کاهش هدایت الکتریکی می‌گردد. عناصر آلیاژی بسته به میزان حلالیت و نوع فاز تشکیل دهنده با فلز حلال بگونه‌های مختلف بر هدایت الکتریکی مؤثرند. همانگونه که اشاره شد بطور کلی عناصر آلیاژی به دو دسته یوتکتیک ساز و پریکتیک ساز در آلومینیوم تقسیم می‌شوند که عناصر پریکتیک ساز اثر بیشتری در کاهش هدایت الکتریکی دارند. جهت زدایش عناصر پریکتیک ساز در صنعت از خاصیت واکنش پذیری سریع و پایدار این عناصر با عنصر بُر استفاده می‌گردد. در این حال با افزودن بر به مذاب آلومینیوم عناصر را از حالت محلول در آلومینیوم خارج نموده و به صورت ترکیبات برآیدی تبدیل می‌کنند. وقتی بر به آلومینیوم مذاب افزوده می‌گردد فازهای پایدار با نسبت استوکیومتری مشخص تشکیل می‌شود. این ترکیبات و نسبت استوکیومتری آنها در جدول ۴-۳ آورده شده است. برحسب نسبت تیتانیوم به بر بکار رفته، ترکیبات می‌تواند به صورت‌های TiB ، TiB_2 و $TiB_{1.5}$ باشند.

لذا با جذب عناصر آلیاژی از حالت محلول به غیر محلول (ترکیبات برآیدی) انتظار می‌رود که هدایت الکتریکی افزایش یابد. نمودار ۴-۱۶ اثر افزایش بُر بر هدایت الکتریکی آلومینیوم حاوی ۰/۰۲٪ تیتانیوم را نشان می‌دهد. چنانکه ملاحظه می‌گردد با افزایش بر ابتدا هدایت الکتریکی شروع به افزایش و پس از رسیدن به مقدار معینی ثابت باقی می‌ماند و با افزایش بیشتر بُر تغییر محسوسی در افزایش هدایت الکتریکی مشاهده نمی‌گردد. زیرا در ابتدا تیتانیوم محلول در مذاب جذب بر شده و به صورت ترکیبات برآیدی رسوب می‌نماید و افزودن بر بیشتر باعث جذب بیشتر تیتانیوم خواهد شد. تا زمانی که مقدار بر افزوده شده بیش از نسبت استوکیومتری لازم برای جذب تیتانیوم موجود باشد در این حالت افزودن بر بیشتر تأثیری در افزایش هدایت الکتریکی نخواهد

داشت.

در قسمت افزایش خطی هدایت الکتریکی نرخ افزایش $(\frac{IACS\%}{ppm})$ ۰/۰۰۸۵ می باشد. در تصویر ۴-۱۷ نیز اثر بُر بر تغییرات اندازه دانه پس از ریخته گری نشان داده شده است. مشاهده می گردد که در ابتدا با افزایش بر دانه ها شروع به ریز شدن و سپس مجدداً دانه ها درشت می شوند. بر افزوده شده با تیتانیوم موجود تشکیل ترکیبات برایدی می دهد و همانند جوانه زای عمل می کند و با افزایش تیتانیوم بر موجود دانه ها ریزتر می گردند اما از آنجا که عمل جوانه زایی این ترکیبات مدت زمان مشخصی دارد پس از گذشت زمان معینی (حدود ده دقیقه) از شروع عملیات افزایش بر، قدرت جوانه زایی این ترکیبات از بین می رود و با گذشت زمان بیشتر مجدداً دانه های منجمد شده شروع به درشت شدن می کنند.

نمودار ۴-۱۶ نشان دهنده تغییرات توأم بر خارج نمودن Ti محلول از یک طرف، و اندازه دانه از طرف دیگر بر هدایت الکتریکی است. مشاهده می شود که در مقادیر کمتر از ۴۰ ppm با وجود آنکه دانه ها ریزتر می شوند افزایش هدایت الکتریکی وجود دارد و این بدان معنی است که اثر تیتانیوم در کاهش هدایت الکتریکی بیشتر از اثر مرزدانه ای است. با کاهش میزان تیتانیوم محلول و ایجاد ذرات برایدی پراکنده همراه با افزایش اندازه دانه (در مقادیر بر بیش از ۴۰ ppm) نرخ افزایش هدایت الکتریکی کاهش یافته که دلیل دیگری بر این مدعاست.

تعیین میزان بُر مورد نیاز برای رسیدن به حد مطلوب هدایت الکتریکی باید با توجه به مجموع عناصر $(Ti + V + Cr + Zr)$ باشد و معمولاً عملیات افزایش بُر در صورتی مفید خواهد بود که مقدار بُر افزوده شده بیش از نسبت استوکیومتری لازم باشد. مقدار استوکیومتری بُر لازم مطابق با نسبت های عناصر فوق از رابطه $\frac{Ti + V + Cr + Zr}{B} = \frac{2/3}{1}$ حاصل می شود. اگر علامت رابطه $\frac{Ti + V + Cr + Zr}{2/3} - B$ منفی باشد حاکی از کمبود بُر^۱

1- Boron deficit

و اگر مثبت باشد حاکی از بُر مازاد^۱ می باشد. معمولاً سنجش کمبود بُر یا بُر مازاد در طی فرآیند به وسیله آنالیز امکان پذیر نیست زیرا عناصر موجود چنانچه از حالت محلول هم خارج شوند و به صورت ذرات ترکیبات برآید باشند در نتایج آزمایش تفاوتی مابین عناصر محلول و ترکیبات رسوب یافته نخواهد بود و حضورشان ثبت می شود. لذا عمل مناسب برای تعیین مقدار استوکیومتری بر لازم به کمک آنالیز باید قبل از افزودن بر صورت گیرد [۱۹].

۴-۲-۲- اثر تیتانیوم بر هدایت الکتریکی

چنانکه در فصل دوم اشاره شد برخی از عناصر در صورت تشکیل محلول جامد با آلومینیوم در مقایسه با عناصر دیگر تأثیر بیشتری بر کاهش هدایت الکتریکی آلومینیوم دارند. این عناصر که غالباً با آلومینیوم استحاله پریکتیک می سازند عبارتند از V، Ti، Cr، Zr، W، Hf، Mo، Nb و Ta در این میان Ti بدلیل غلظت بیشتر پس از احیای آلومینیوم اثر واضح تری بر کاهش هدایت الکتریکی دارد.

وقتی که Ti (به صورت آلیاژ Al-Ti) به مذاب آلومینیوم اضافه شود و مجموع تیتانیوم باقیمانده بیش از ۰/۱۵٪ بالغ می گردد، (آلیاژهای پریکتیک) در هنگام انجماد، واکنش پریکتیک در اطراف کریستالهای Al_3Ti اتفاق می افتد. که در این حالت ریز شدن دانه های آلومینیوم صورت می گیرد [۱۹]. این در شرایطی است که Al_3Ti موجود در آلیاژ افزوده شده در آلومینیوم مذاب حل نگردد و با توجه به ترشوندگی خوب ذرات Al_3Ti به وسیله مذاب آلومینیوم و همچنین واکنش پریکتیکی و ایجاد لایه دیفوزیونی در اطراف ذرات Al_3Ti ریز شدن دانه ها انجام می گیرد. ولی چنانچه زمان کافی برای انحلال ذرات Al_3Ti وجود داشته باشد ریز شدن دانه ها کمتر ولی هدایت الکتریکی به میزان قابل ملاحظه ای کاهش خواهد یافت. برخی از محققین زمان انحلال ذرات Al_3Ti را با قطر ۲۰ میکرون در

1- Boron excess

دمای ذوب تا ۳۰ دقیقه ذکر کرده‌اند [۲۳] و برخی دیگر از محققان این زمان را ۳ تا ۴ ثانیه محاسبه نموده‌اند [۲۶].

در نمودار شکل ۴-۱۸ اثر تیتانیوم بر کاهش هدایت الکتریکی مشاهده می‌گردد. ملاحظه می‌شود که با افزایش میزان تیتانیوم (بصورت آلیاژ Al-Ti) تا ۰/۲۵٪ در آلومینیوم مذاب هدایت الکتریکی تا ۲۵٪ کاهش نشان می‌دهد. فاصله زمانی بین افزودن اولیه مقادیر آلیاژ Al-Ti به مذاب تا ریختن آخرین نمونه حدود ۲۰ دقیقه و در دمای ۷۵۰ درجه سانتی‌گراد بوده است.

جدول ۴-۱ (الف و ب) آنالیز نقطه‌ای از وسط دانه و مرزدانه در نمونه‌های پس از ریختگی را نشان می‌دهد. که ساختار آن در شکل ۴-۱۹ قابل مشاهده است. با توجه به نتایج حاصله می‌توان نتیجه گرفت که Ti پس از انحلال در مذاب در هنگام انجماد به میزان قابل ملاحظه‌ای در مرزدانه‌ها راسب شده است. هم مرزدانه‌های غنی از Ti و هم زمینه حاوی Ti محلول بر کاهش هدایت مؤثر هستند لیکن با توجه به آزمایشات به عمل آمده و نظر بعضی محققین نظیر Stiller و Borbeck [۱۹] اثر تیتانیوم محلول بیش از مرزدانه‌ها می‌باشد.

۴-۲-۳- اثر تیتانیوم - بر

ریزشدن دانه‌ها در حین انجماد که به وسیله آلیاژساز Al-5Ti-1B صورت گرفته است نشان می‌دهد که ریزشدن دانه‌ها و افزایش چگالی مرزدانه‌ای تأثیر زیادی بر کاهش هدایت الکتریکی آلومینیوم خالص ندارد. چنانکه با افزودن ۰/۲۵ درصد وزنی از این آلیاژساز و کاهش اندازه دانه‌های هم محور از مقدار میانگین ۲/۳ میلی‌متر به ۰/۴ میلی‌متر هدایت الکتریکی را به اندازه (%IACS) ۰/۲ کاهش می‌دهد.

تیتانیوم نیز قابلیت ریز نمودن دانه را دارد اما به دلیل کاهش هدایت الکتریکی معمولاً از آن استفاده نمی‌شود. زیرا بخشی از Ti به صورت محلول در شبکه کریستالی آلومینیوم

باقی می ماند.

چنانچه در شکل ۴-۲۱ ملاحظه می گردد با افزودن آلیاژساز Al-Ti-B ساختار از شکل ستونی به هم محور تغییر یافته است. کاهش هدایت الکتریکی در اثر کاهش اندازه دانه و یا به عبارتی افزایش مرزدانه در شکل ۴-۲۰ مشاهده می گردد.

علت این امر را می توان چنین توجیه نمود که تیتانیوم موجود در آلیاژساز عمدتاً به صورت مخلوط Al_3Ti و TiB_2 است. در چنین حالتی نرخ انحلال ترکیبات Ti در مذاب آلومینیوم یک فاکتور مهم محسوب می گردد. از طرفی انحلال تیتانیوم در مقایسه با عناصر یونکتیک ساز خیلی آهسته تر می باشد [۲۶]. اگر آلیاژساز در زمان کوتاهی قبل از انجماد وارد مذاب گردد زمان برای انحلال Al_3Ti کوتاه خواهد بود و از آنجایی که آلومینیومهای EC از قبل عملیات افزایش بُر بر روی آنها انجام شده و در حالت بُر مازاد هستند تیتانیوم مازاد در آلیاژساز با بُر موجود پیوند خورده لذا هرگونه اثر مضر ناشی از تیتانیوم محلول بر هدایت الکتریکی از بین خواهد رفت.

۴-۲-۴- اثر عناصر آلیاژی آهن و کبالت بر هدایت الکتریکی و خواص

مکانیکی

جهت بررسی اثر عناصر آلیاژی (آهن و کبالت) بر خواص الکتریکی و مکانیکی آلومینیوم خالص بحث به دو قسمت تقسیم می شود:

الف - اثر عناصر آلیاژی بر ریزساختار پس از انجماد

ب - اثر عناصر آلیاژی بر ساختار تغییر فرم یافته، هدایت الکتریکی و خواص مکانیکی

۴-۲-۴-۱- اثر عناصر آلیاژی آهن و کبالت بر ریزساختار پس از انجماد

عناصر آلیاژی افزوده شده در صورت انحلال در مذاب پس از انجماد به دو صورت محلول جامد با فلز زمینه و رسوب ذرات بین فلزی در ساختار شکل می گیرند. رسوبهای به وجود آمده نیز بسته به نحوه تشکیل آنها مورفولوژی های مختلفی را در زمینه ارائه

می دهند. در آلیاژ یوتکتیک و هیپویوتکتیک Al-Fe رسوبها در شرایط ریختگی به صورت یوتکتیک های لایه ای و میله ای هستند [۲۸ و ۲۴]. شکل ۴-۲۴ ساختار یوتکتیک میله ای و لایه ای شکل آلیاژ ۱٪ Fe - Al را نشان می دهد. یوتکتیک های وجود آمده معمولاً به شکل شبکه ای و مرزدانه ای رسوب می کنند. میزان قرار گرفتن آهن افزوده شده به آلومینیوم در حالت محلول جامد و اندازه و فواصل بین لایه های یوتکتیک ارتباط مستقیم با سرعت انجماد دارد، چنانکه با افزایش سرعت انجماد مقدار آهن در حالت محلول جامد بیشتر [۲۳] و یوتکتیک های به وجود آمده ظریفتر و فواصل بین دندریتی کاهش می یابد [۲۹]. در شکل ۴-۲۵ ریزساختار پس از انجماد در آلیاژ ۰/۶۵ Fe - Al در فواصل ۳ میلی لیتر و ۱۰ میلی متری از لبه و مرکز نمونه مشاهده می گردد. در فواصل نزدیک به جداره قالب فلزی به دلیل شیب حرارتی زیاد بین مذاب مجاور قالب و جداره قالب و در نتیجه فوق تبرید حرارتی دانه های جهت دار ریز و کشیده به طرف داخل نمونه می باشند، و در فواصل بیشتر از جدار قالب با کاهش شیب حرارتی دانه ها درشت تر می شود. حضور دانه های درشت در مجاورت دانه های ریز به دلیل شروع انجماد توسط دندریتهای اولیه که فقیر از عنصر حل شده هستند و نفوذ این دندریتهای به درون مذاب و پس زدن عنصر آلیاژی به پشت جبهه انجماد است. با پس زدن عناصر آلیاژی به مذاب و غنی شدن مذاب بین دندریتهای اولیه از عنصر حل شده در شرایط فوق تبرید غلظتی مذاب موجود نیز با شبکه یوتکتیکی فشرده تر تشکیل می شود این مسئله در شکل های ۴-۲۵ (ب و ج) مشاهده می شود.

انجماد سریع در قالب فلزی سبب افزایش عنصر حل شده در حالت محلول جامد و در نتیجه پایداری بیشتر ریزساختار محصول کار شده خواهد شد، زیرا محلول جامد مانع چرخش زیردانه ها و حرکت مرزدانه ها خواهد شد [۲۹].

با افزایش آهن به مذاب اولیه میزان رسوبهای ایجاد شده پس از انجماد افزایش می یابد. بنابراین انتظار می رود که حرکت الکترونها آزاد با مانع بیشتری مواجه شده و

پراکنش بیشتری را موجب گردد. همچنانکه نمودار شکل ۴-۲۲ نشان می‌دهد با افزایش آهن (با ترکیب هیپوئوتکتیک) هدایت الکتریکی کاهش می‌یابد.

پراکندگی و توزیع یکنواخت، همچنین اندازه و فواصل بین رسوبها تأثیر بسزایی در خواص مکانیکی و به ویژه پایداری حرارتی محصول پس از کار مکانیکی دارد [۲۹ و ۲۴]. شکل ۴-۲۸ (الف تا ج) نشان می‌دهد که رسوبها در ریزساختار پس از انجماد آلیاژ یوتکتیک $Al-Co$ ۱٪ به شکل میله‌ای و لایه‌ای هستند که در مقایسه با شبکه یوتکتیکی $Al-Fe$ درشت‌تر و خشن‌تر هستند. مطالعات انجام گرفته نشان می‌دهد که هرچه توزیع رسوبها یکنواخت‌تر و اندازه آنها ریزتر و فواصل بین آنها کمتر باشد خواص مکانیکی بهتر و هدایت الکتریکی مطلوب‌تری بدست می‌آید [۲۶ و ۲۳ و ۲۱].

با بررسی شکل‌های ۴-۲۸ و ۴-۲۹ ملاحظه می‌گردد که در قسمتهای داخل نمونه نسبت به نواحی مجاور قالب رسوبها ظریف‌تر و تمایل به ساختار سلولی بیشتری دارند. همچنین مقایسه شکل‌های مذکور نشان می‌دهد که رسوبهای مجتمع شده در تمامی قسمتهای نمونه وجود دارند. به نظر می‌رسد که به دلیل نقطه ذوب بالای آلیاژهای هاپریوتکتیک $Al-Co$ این ذرات از آلیاژساز اولیه در ساختار به صورت حل نشده باقی مانده باشند. در نمودار شکل ۴-۲۶ نیز اثر افزایش کبالت بر کاهش هدایت الکتریکی آلومینیوم نشان داده شده است. در این نمودار نیز با افزایش کبالت هدایت الکتریکی کاهش یافته که در مقایسه با آهن کاهش بیشتری مشاهده می‌گردد.

در نتایج حاصل از آزمایش هدایت الکتریکی ضریب معادله نورد هایم (معادله ۹) برای عناصر آهن و کبالت به ترتیب $2/3$ و $4/6$ محاسبه گردید در صورتی که در جدول (۲-۳) این مقادیر به ترتیب $1/7$ و $3/6$ ذکر گردیده. در این معادله برای پارامتر سرعت انجماد که در میزان محلول جامد و مورفولوژی رسوبها موثر است ضریبی در نظر گرفته نشده است که گمان می‌رود مبنای اختلاف در نحوه انجماد در حالات مختلف باشد.

مورفولوژی مناسب جهت دستیابی به خواص مطلوب الکتریکی و مکانیکی ایجاد

شبکه‌های یوتکتیکی در ریزساختار پس از انجماد است. با ترکیب آهن و کبالت به عنوان عناصر آلیاژی آلومینیوم رسوب حاصل به شکل شبکه‌های یوتکتیکی می‌باشد. با افزایش سرعت انجماد شبکه یوتکتیکی ظریف‌تر و فواصل بین لایه‌های یوتکتیک کمتر خواهد شد [۲۸ و ۳۰]. در شکل‌های ۴-۳۲ (الف تا ج) در بزرگنمایی‌های مختلف شبکه و لایه‌های یوتکتیکی در نمونه حاوی ۰/۵٪ کبالت و ۰/۵٪ آهن مشاهده می‌گردد. در شکل ۴-۳۲ (الف) که در فاصله ۳ میلی‌متر از لبه نمونه به قطر ۳۰ میلی است ساختار دندردی به وضوح دیده می‌شود. شکل ۴-۳۲ (ب) که از مرکز نمونه تهیه شده در بزرگنمایی ۵۰ حضور دانه‌های ریز را در کنار دانه‌های درشت نشان می‌دهد که حاکی از انجماد مذاب غنی از عنصر پس زده شده در بین دانه‌های اولیه است. در شکل ۴-۳۲ (ج) نیز به خوبی لایه‌های یوتکتیک در مرکز نمونه مشاهده می‌شوند.

با افزودن عناصر آهن و کبالت تا مجموع ۱/۴ درصد ($Al - 0/vFe + 0/vCo$) تغییری در شکل رسوبها ایجاد نمی‌شود و همان ساختار یوتکتیک شبکه‌ای حفظ می‌گردد، (شکل‌های ۴-۳۳ الف و ب). ولی با افزایش عناصر آهن و کبالت بیش از این مقدار رسوبهای سوزنی شکل در ساختار پدید می‌آید. شکل ۴-۳۴ چنین رسوبهایی را که تمرکز بیشتری در مرکز نمونه دارند در نمونه حاوی $Al - 0/4Fe + 0/4Co$ نشان می‌دهد. در جایی که رسوبهای سوزنی شکل تجمع بیشتری دارند ساختار یوتکتیک کمتر از دیگر مناطق تشکیل می‌شود. با افزایش بیشتر این عناصر حضور رسوبهای سوزنی شکل بیشتر و ساختار یوتکتیک کمتر می‌شود. شکل ۴-۳۵ ساختار نمونه حاوی $1\%Fe + 1\%Co$ را نشان می‌دهد. همچنین ترکیب شیمیایی رسوبها در ۴ موضع که در شکل ۴-۳۵ با اعداد از ۱ تا ۴ مشخص شده‌اند در جدول ۴-۲ ملاحظه می‌گردد.

با افزایش عناصر آلیاژی و ایجاد مانع بیشتر برای الکترونهاي آزاد مقاومت الکتریکی افزایش می‌یابد. در نمودار شکل ۴-۳۱ کاهش هدایت الکتریکی با افزایش عناصر آلیاژی آهن و کبالت مشاهده می‌گردد.

در ادامه مطالعه، عنصر لیتیم نیز در مقادیر جزئی به آلیاژ $Al - ۰/۵Co + ۰/۵Fe$ اضافه گردید، که تغییر محسوسی در خواص الکتریکی و مکانیکی آن مشاهده نشد. تصویر ریزساختار نمونه حاوی $۰/۰۱$ درصد لیتیم در شکل ۴-۴۲ و تأثیر آن بر هدایت الکتریکی در نمودار شکل ۴-۴۰ ملاحظه می‌گردد.

عدم کاهش قابل ملاحظه هدایت الکتریکی با افزایش لیتیم با توجه به جدول ۴-۲ که حاکی از افزایش شدید مقاومت در نتیجه حضور لیتیم در محلول جامد می‌باشد نشان می‌دهد که حضور لیتیم جزئی افزوده شده در حالت محلول جامد بسیار اندک است.

۴-۲-۴-۲- اثر عناصر آلیاژی آهن و کبالت بر ساختار تغییر فرم یافته، هدایت الکتریکی و

خواص مکانیکی

انجام کار مکانیکی بر روی نمونه‌های ریختگی سبب تغییر در اندازه رسوبها و ایجاد نواقص شبکه‌ای می‌شود که بسته به میزان و دمای کار تغییر در خواص مکانیکی و الکتریکی متفاوت خواهد بود. در نمودار شکل ۴-۲۲ اثر آهن بر هدایت الکتریکی آلومینیوم در نمونه‌های ریختگی (as cast)، فشرده شده (compacted)، اکستروود شده (extruded) و کشیده شده (wire drawn) مشاهده می‌گردد. در حالت فشرده شده نسبت به نمونه‌های ریختگی به علت ریزتر شدن رسوبها و پراکنش کمتر الکترونها [۲۱ و ۲۶ و ۳۰] هدایت افزایش می‌یابد. و در نمونه‌های سیم اکستروود شده و کشیده شده نسبت به حالت فشرده به علت بیشتر شدن احتمال برخورد الکترونها با رسوبهای موجود در سیم مقاومت افزایش و لذا هدایت الکتریکی کاهش می‌یابد. در نمونه‌های کشیده شده در مقایسه با اکستروود شده به علت عیوب شبکه‌ای بیشتر ناشی از کار سرد، هدایت الکتریکی کمتر می‌شود.

در نمودار شکل ۴-۲۳ که اثر آهن بر استحکام کششی آلومینیوم اکستروود شده و کشیده شده را نشان می‌دهد تفاوت در استحکام کششی سیم تولید شده از دو فرآیند بخوبی ملاحظه می‌شود. در فرآیند کشش سیم که قبل از آن عملیات نورد بر روی شمشهای ریخته شده صورت گرفته است، ساختار حاصل از کارگرم (نورد) تأثیر زیادی بر استحکام محصول کشیده شده دارد. در عملیات کارگرم نرخ کارسختی با افزایش دما کاهش و با افزایش نرخ کرنش افزایش می‌یابد [۲۸ و ۳۰ و ۳۱]. لذا ساختار پس از کارگرم نسبت به پس از کار سرد به علت بازیابی دینامیکی کار سختی کمتری دارد. که این تغییر در نتیجه خنثی شدن و به هم پیوستن و مرتب شدن نابجائی‌ها به شکل مرزدانه‌های فرعی (زیردانه‌ها) صورت می‌گیرد [۳۳ و ۳۴].

چنانچه دمای کارگرم و کرنش اعمالی بیشتر گردد و نیروی محرکه برای حرکت

مرزدانه‌های فرعی فراهم شود، مرزدانه‌های فرعی شروع به رشد غیریکنواخت می‌نماید [۳۴].

در طی فرآیند ۱۳ مرحله‌ای نورد (با ۹۳٪ کاهش سطح مقطع) شمش آلومینیوم با دمای ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد وارد و با دمای ۲۰۰-۱۸۰ درجه سانتی‌گراد خارج می‌شود که اندازه زیردانه‌ها پس از مراحل آخر نورد چندین مرتبه کوچکتر می‌شود (مثلاً در آلیاژ $Al-0.65Fe$ اندازه زیر دانه پس از مرحله اول نورد از ۵۸ میکرون به ۱ میکرون پس از آخرین مرحله نورد می‌رسد [۲۸]). در مراحل آخر نورد به دلیل کاهش دما (استفاده از خنک‌کننده در طی نورد) و افزایش نرخ کرنش (به علت افزایش سرعت نورد) نرخ کار سختی افزایش می‌یابد. افزایش کار سختی چنانچه گفته شد در نتیجه افزایش دانسیته نابجائی‌ها است و از آنجا که آلومینیوم فلزی مستعد برای بازیابی است (به دلیل انرژی نقص چیده شده بالا [۲۹]) نابجائی‌ها به شکل ساختار سلولی مرتب می‌شوند که دیواره سلولها از نابجائی‌های درهم پیچیده شده (dislocation tangles) تشکیل شده است. از آنجا که دمای پس از نورد کمتر از دمای تبلور مجدد استاتیکی است تبلور مجدد صورت نمی‌گیرد شکل (۴-۴۹). ساختار لایه‌ای یوتکتیکی ($\alpha-FeAl_3$ در آلیاژ $Al-Fe$) با سیلان فلز نرم زمینه تحت تنشهای خمشی واقع شده، خرد می‌شوند و در ساختار نهایی به شکل لیاف خرد شده و در امتداد هم قرار می‌گیرند [۲۸].

ذرات خرد شده در زمینه نرم هم منبع تولید نابجایی است و هم از حرکت نابجائی‌ها و مرزدانه‌های فرعی ممانعت به عمل می‌آورند که بدین ترتیب اثر مضاعف در افزایش استحکام و حفظ استحکام در دمای بالا دارند [۳۲]. در بین مراحل نورد زمان لازم برای تبلور مجدد دینامیکی کافی نبوده (بین ۰/۰۶ تا ۳ ثانیه) و فقط بازیابی دینامیکی صورت می‌گیرد [۲۸].

عملیات کار سرد کشش طی دوازده مرحله (با کاهش سطح مقطع ۹۲/۵٪) سبب افزایش بیشتر دانسیته نابجائی‌ها و بازیابی دینامیکی جزئی و کوچکتر شدن اندازه

زیردانه‌ها [۳۳] و در نهایت افزایش استحکام می‌گردد که در نمودار شکل ۴-۲۳ این افزایش استحکام نسبت به نمونه‌های اکستروُد شده به وضوح قابل رؤیت است. در عملیات اکستروژن به دلیل نرخ کرنش بالا (اعمال ۹۹٪ کاهش سطح مقطع در یک مرحله طی زمان حدود ۲ ثانیه) و دمای کارگرم ۵۰۰ درجه سانتی‌گراد و با توجه به استحکام و تغییر طول نسبی نمونه‌های اکستروُد شده و کشیده شده شکل ۴-۲۳ به نظر می‌رسد بازیابی به صورت کامل انجام شده باشد. در شکل ۴-۳۷ ریزساختار نمونه اکستروُد شده حاوی ۱/۱ درصد آهن نشان داده شده است.

در نمودار شکل ۴-۲۷ نیز اثر کبالت بر استحکام کششی نمونه‌های اکستروُد شده نشان داده شده است که با افزایش کبالت و بیشتر شدن ذرات خرد شده تحت تغییر فرم پلاستیک استحکام کششی افزایش یافته است. اختلاف شکل رسوبها در نمونه‌های اکستروُد شده $Al-1Co$ و $Al-1/1Fe$ در شکل‌های ۴-۳۸ و ۴-۳۷ نشان دهنده پراکندگی زیاد در رسوبهای آلیاژ $Al-Co$ و نظم الیافی شکل رسوبهای آلیاژ $Al-Fe$ است که مجرای عبور الکترونها در فاز α بدون برخورد زیاد با ذرات $FeAl_3$ در آلیاژ $Al-Fe$ را هموارتر می‌سازد که این مسئله ناشی از اختلاف مورفولوژی رسوبها پس از انجماد است. لذا ملاحظه می‌گردد که هر چه ساختار یوتکتیکی ظریف‌تر و با فواصل بین لایه‌ای کمتر و شبکه‌ای شکل باشد تأثیر منفی رسوبها بر هدایت الکتریکی کمتر خواهد بود.

در آلیاژ $Al-Co-Fe$ نیز ملاحظه شد که تا مقادیر مجموع ۱/۴٪ آهن و کبالت ساختار پس از انجماد حالت شبکه‌ای شکل خود را حفظ می‌کند و با افزایش عناصر آلیاژی از این مقدار رسوبهای خشن سوزنی شکل در ساختار پدید می‌آید. این رسوبها در شکل ۴-۳۹ در سیم اکستروُد شده نمونه $Al-0/8Co-0/8Fe$ ملاحظه می‌شود که سبب پراکندگی رسوبها و از بین رفتن حالت الیافی شکل آنها و احتمال برخورد بیشتر با الکترونها و در نهایت کاهش هدایت الکتریکی می‌گردد.

در شکل‌های ۴-۳۶ (الف تا د) تصاویر ریزساختار و تغییر شکل رسوبها در نمونه

$Al-0/5Co-0/5Fe$ طی فرآیند اکستروژن در فواصل ۴،۲ و ۱۰ میلی متر از لبه و مرکز نمونه فشرده شده (ته بیلت نمونه اکستروژن شده) مشاهده می گردد. در فاصله ۲ میلی متری از لبه سیلان فلز موجب کشیدگی شبکه های یوتکتیکی به طرف داخل شده است. در فاصله ۴ میلی متری از لبه خط جدایشی ملاحظه می گردد که در تمام نمونه های فشرده شده به صورت دایره ای به قطر تقریبی ۲۴ میلی متر مشاهده شد. این خط جدایش بگونه ای است که در قسمت داخل دایره با حرکت به طرف مرکز دایره (محل سوراخ قالب) سیلان بیشتر شده و رسوبها خردتر می گردند. چنانکه در مرکز نمونه ذرات کاملاً خرد و شکل اولیه خود را از دست داده اند. در حقیقت این خط جدایش مرز بین منطقه تغییر فرم یافته جزئی (منطقه مرده) و منطقه با تغییر فرم پلاستیک زیاد می باشد.

در نمودار شکل ۴-۳۰ افزایش هدایت الکتریکی در نمونه های فشرده شده نسبت به نمونه های ریختگی کاملاً مشهود است. از طرف دیگر در این نمودار، کمتر بودن هدایت الکتریکی در نمونه های کشیده شده نسبت به اکستروژن شده را می توان به دانسیته بالای نابجایی در ساختار کار سرد شده سیمهای کشیده شده نسبت به سیمهای اکستروژن شده مرتبط ساخت.

در نمودار شکل ۴-۴۱ نیز اثر لیتیم بر استحکام کششی و افزایش طول نسبی نمونه $Al-0/5Co-0/5Fe$ اکستروژن شده نشان داده شده است که ملاحظه می شود تأثیر اندکی بر افزایش استحکام و کاهش در افزایش طول نسبی را موجب شده است.

در نمودار شکل ۴-۴۳ نیز استحکام کششی نمونه های کشیده شده آلیاژی و EC در دمای بالا مشاهده می گردد. بیشتر بودن استحکام در دماهای بالا در نمونه های آلیاژی نسبت به نمونه های EC به دلیل ممانعت ذرات رسوبهای بین فلزی خرد شده در زمینه از حرکت نابجایی ها می باشد، بطوریکه با افزایش ذرات از نمونه های EC به $Al-0/5\%Co-0/5\%Fe$ استحکام در دمای بالا بیشتر شده است. با افزایش دما حرکت نابجایی ها آسانتر شده و اثر ممانعت ذرات در برابر حرکت نابجایی ها کمتر می شود لیکن

در نمونه‌های آلیاژی استحکام به مراتب بیشتر از نمونه‌های EC می‌باشد.

در خزش سیمهای آلومینیوم آلیاژی وجود زیرساختار سلولی و پایدار نمودن این ساختار به وسیلهٔ رسوبها اثر ویژه‌ای در مقاومت به کرنش پلاستیک و خزش خواهد داشت [۳۲].

پایداری حرارتی در سیمهای آلومینیومی به تأخیر انداختن و ممانعت از بازیابی کامل است. در مرحلهٔ اول بازیابی که شامل حرکت نابجائی‌ها و به هم پیوستن و تشکیل مرزدانه‌های فرعی از نابجایی‌های درهم پیچیده است، (بازیابی دینامیکی در عملیات نورد گرم) استحکام تقریباً ثابت باقی خواهد ماند ولی در مرحلهٔ دوم بازیابی مرزدانه‌های فرعی شروع به حرکت می‌کنند (به دلیل تنشهای داخلی در ساختار سلولی) و ریزدانه‌ها بطور غیریکنواخت بزرگ می‌شوند. در این حالت استحکام به میزان قابل توجهی کاهش می‌یابد. مطالعات انجام شده نیز نشان می‌دهد که چنین درشت شدن غیرعادی می‌تواند ایجاد جوانه تبلور مجدد نماید [۲۵ و ۳۳].

هدف اصلی افزودن عناصر آلیاژی به آلومینیوم ایجاد ساختار پایدار در برابر حرارت در زمانهای طولانی است. همانطور که اشاره شد، رسوبهای خرد شده به دو طریق در استحکام مؤثر خواهند بود. از یک سو با قرار گرفتن در زمینه نرم در طی فرآیند شکل دادن خود منبعی برای تولید نابجائی هستند که با تشکیل دانه‌های فرعی استحکام و تنش تسلیم را افزایش می‌دهند و از سوی دیگر با ممانعت از حرکت نابجائی‌ها در دمای بالا و بالا بردن دمای بازیابی سبب حفظ استحکام در دمای بازیابی می‌گردند [۲۵ و ۳۰ و ۳۲].

اندازهٔ ذرات خرد شده در ساختار نهایی نیز در این پایداری مؤثر خواهند بود. بطوریکه ذرات بزرگتر از $0.6 \mu\text{m}$ میکرون خود به عنوان مرکز جوانه‌زنی تبلور مجدد عمل نموده و موجب کاهش پایداری حرارتی می‌گردند [۲۸]. لذا اندازه و شکل رسوبهای پس از انجماد و انجام کار مکانیکی بر روی آنها که باعث خرد شدن رسوبها می‌شود تأثیر بسزائی در پایداری حرارتی خواهد داشت.

وجود ذرات بین فلزی خرد شده در زمینه مانعی در برابر حرکت این مرزدانه‌های فرعی می‌باشد که سبب جلوگیری از بازیابی کامل و تبلور مجدد می‌شود.

در شکل ۴-۴۴ اثر ۱۶ ساعت نگهداری در دماهای مختلف بر روی نمونه‌های کشیده شده $Al-0\%/5\%Co-0\%/5\%Fe$ ، $Al-0\%/65\%Fe$ و EC نشان داده شده است. همانگونه که ملاحظه می‌گردد در نمونه‌های EC استحکام کششی از دمای محیط تا دمای ۲۰۰ درجه سانتی‌گراد حدود ۴۰٪ کاهش یافته است. لیکن در آلیاژ $Al-0\%/65\%Fe$ کاهش استحکام حدود ۱۰٪ و در آلیاژ $Al-0\%/5\%Co-0\%/5\%Fe$ این مقدار به کمتر از ۱۰٪ می‌رسد. با توجه به مطالب اشاره شده این کاهش اندک در استحکام آلیاژهای آلومینیوم در دمای بالا را می‌توان به پایداری ساختار سلولی آنها توسط ذرات بین فلزی خرد شده در زمینه مرتبط ساخت. با افزایش دما در هریک از نمونه‌ها همچنانکه در شکل ۴-۴۵ مشاهده می‌شود افزایش طول نسبی نیز بیشتر می‌گردد.

فصل پنجم

نتیجه گیری نهائی

نتیجه‌گیری

(الف) پارامترهای ریخته‌گری

۱- حضور هرگونه ناخالصی در آلومینیوم خالص سبب ایجاد مانع برای حرکت الکترونهای آزاد و در نتیجه کاهش هدایت الکتریکی می‌باشد. عاملی که حالت پیوستگی بیشتری را در پوسته‌های اکسیدی ارائه نماید بر کاهش هدایت تأثیر بیشتری دارد. از میان روشهای ایجادکننده پوسته اکسیدی افزایش ارتفاع ریزش مذاب در مقایسه با از روشهای همزدن مذاب و افزایش درصد برگشتی مضرتر می‌باشد.

۳- پوسته‌های اکسیدی که در حالت مذاب ایجاد می‌شوند با ارائه یک سطح غیرترشونده مکان مناسبی برای جوانه‌زنی حفرات بوده و تأثیر مضاعف (اکسید و تخلخل) در کاهش هدایت الکتریکی دارند. وجود این حفرات با کاهش دانسیته همراه خواهد بود.

۴- وجود پوسته اکسیدی سبب افزایش جزئی استحکام کششی در آلومینیوم خالص اکستروود شده و کاهش شدید تغییر طول نسبی می‌گردد.

۵- افزایش دمای فوق‌گداز که موجب افزایش حلالیت هیدروژن در حالت اتمی در مذاب می‌گردد تأثیر اندکی بر کاهش هدایت الکتریکی نمونه‌های ریخته‌گری دارد.

(ب) تأثیر عناصر آلیاژی

۱- افزایش تیتانیوم علاوه بر اثر ریزکنندگی دانه تأثیر فراوان بر کاهش هدایت الکتریکی دارد بطوریکه با افزایش ۰/۲۵ درصد تیتانیوم هدایت الکتریکی به میزان ۱۵٪ (IACS) کاهش یافت.

۲- افزایش بُر که سبب جذب عناصر پریکتیک ساز در آلومینیوم از حالت محلول جامد به صورت ترکیبات برآیدی می‌شود، افزایش هدایت الکتریکی را دربرخواهد داشت. مقدار مناسب افزایش بُر بستگی به میزان تیتانیوم محلول در مذاب دارد.

۳- ریز شدن دانه بوسیله آلیاژساز Al-Ti-B تأثیر اندکی بر کاهش هدایت الکتریکی دارد که در نتیجه افزایش ۰/۲۵ درصد از این آلیاژساز تنها ۰/۲٪ (IACS) هدایت الکتریکی کاهش می‌یابد. و این درحالی است که اندازه میانگین دانه‌های هم محور از ۲/۳ به ۰/۴ میلی‌متر کاهش یافته است.

۴- افزایش عنصر یوتکتیک‌ساز آهن در مقادیر ۱٪ هدایت الکتریکی را حدود ۳٪ (IACS) و در مقادیر حدود ۰/۶٪ هدایت الکتریکی را حدود ۱٪ (IACS) کاهش می‌دهد. این کاهش هدایت در مورد کبالت در مقادیر ۰/۶٪ حدود ۳٪ (IACS) می‌باشد.

۵- اعمال کار مکانیکی بر روی نمونه‌های ریختگی اثرات متفاوت بر هدایت الکتریکی خواهد داشت بطوریکه در نمونه‌های فشرده تحت کار گرم رسوبها ریزتر و حفرات حذف می‌شود لذا هدایت الکتریکی افزایش می‌یابد و در نمونه‌های اکستروود شده تحت کار گرم بدلیل احتمال برخورد بیشتر الکترون‌ها با رسوبات با کوچک‌تر شدن مقطع عبور الکترون‌ها هدایت کاهش و در نمونه‌های کار سرد شده علاوه بر کوچک‌تر شدن مقطع عبور الکترون‌ها دانسیته زیاد نابجایی‌ها و عیوب شبکه‌ای هدایت الکتریکی را به میزان بیشتری کاهش می‌دهد.

۶- ترکیب آهن و کبالت در مقادیر کمتر از مجموع ۱/۴٪ ساختار یوتکتیک و در بیشتر از این مقدار رسوبات سوزنی درشت در زمینه ایجاد می‌کنند. که این رسوبات سوزنی شکل و بزرگ سبب کاهش هدایت الکتریکی و خواص مکانیکی محصول کار شده خواهد شد. لذا ساختار مناسب جهت دستیابی به خواص مطلوب الکتریکی و مکانیکی ساختار یوتکتیک با لایه‌های ظریف می‌باشد.

۷- استحکام کششی در نمونه‌های کار سرد شده (کشیده شده) به مراتب بیشتر از نمونه‌های اکستروود شده می‌باشد.

۸- افزودن لیتیم در مقادیر جزئی (تا ۱۰۰ ppm) تأثیر اندکی بر افزایش استحکام کششی و کاهش هدایت الکتریکی نمونه‌های ۰/۵Co-۰/۵Fe-۰/۵Al دارد.

۹- استحکام کششی در دمای بالا با افزایش عناصر آلیاژی افزایش و با افزایش دما کاهش می‌یابد.

۱۰- پایداری حرارتی و حفظ استحکام کششی نمونه‌های کار سرد شده و نگهداری شده در دمای بالا در نمونه‌های $Al-0.05Co-0.05Fe$ بیشتر از نمونه‌های $Al-0.05Fe$ و در نمونه‌های $Al-0.05Fe$ بیشتر از نمونه‌های EC می‌باشد که این مسئله بدلیل حضور ذرات ریز و پراکنده در ساختار می‌باشد.

منابع

منابع:

1. A. J. Dekker, "Engineering Electrical Material", Prentice Hall, Eightly printing, PP:21-26, (1983).
2. Metals Handbook, "Casting", ASM, Ninth Edition, Vol.5, P:445-450, (1988).
3. E. A. Brandes, "Smithells Metals Reference Book", 6th edn., Mc grow Hill, Section 12, PP:241-248, (1983).
4. J. Hedjazi, "Removal of Non-Metalic Inclusion and their Assessment of Al-Alloy Melts", Metals Technology , PP: 305-309, (Dec 1976).
5. H. D. Merchant, D. E. Tyler and E. H. Chia, "Continuous Casting of Non-Ferrous Metals and Alloys", TMS, PP:136-152, (1989).
6. J. Campbell , "Casting", London, Butterworth-heinemann, (1991).
7. R. Iricibar, C. Pampillo, "Metallurgical aspects of Aluminium alloys for Electrical applications", Aluminium Transformation Technology and its application, ASM, Metals Park, Ohio, PP: 241-303, (1978).
8. G. T. Meaden, "Electrical resistance of metals", Plenum press, New York, PP: 83-90, (1965).
9. L. F. Mondolfo, "Aluminium alloys, Structure and properties", Butterworths, London-Boston, P:48, (1976).
10. R. H. Harrinton, "The effect of single addition metals on the recrystalization, electrical conductivity and rupture strength of Aluminium", Amer. Soc. Metals, Preprint, No.5, (1968).
11. G. Brandi, J. Oslen, "Size effects in electron transport in metals", Mat.

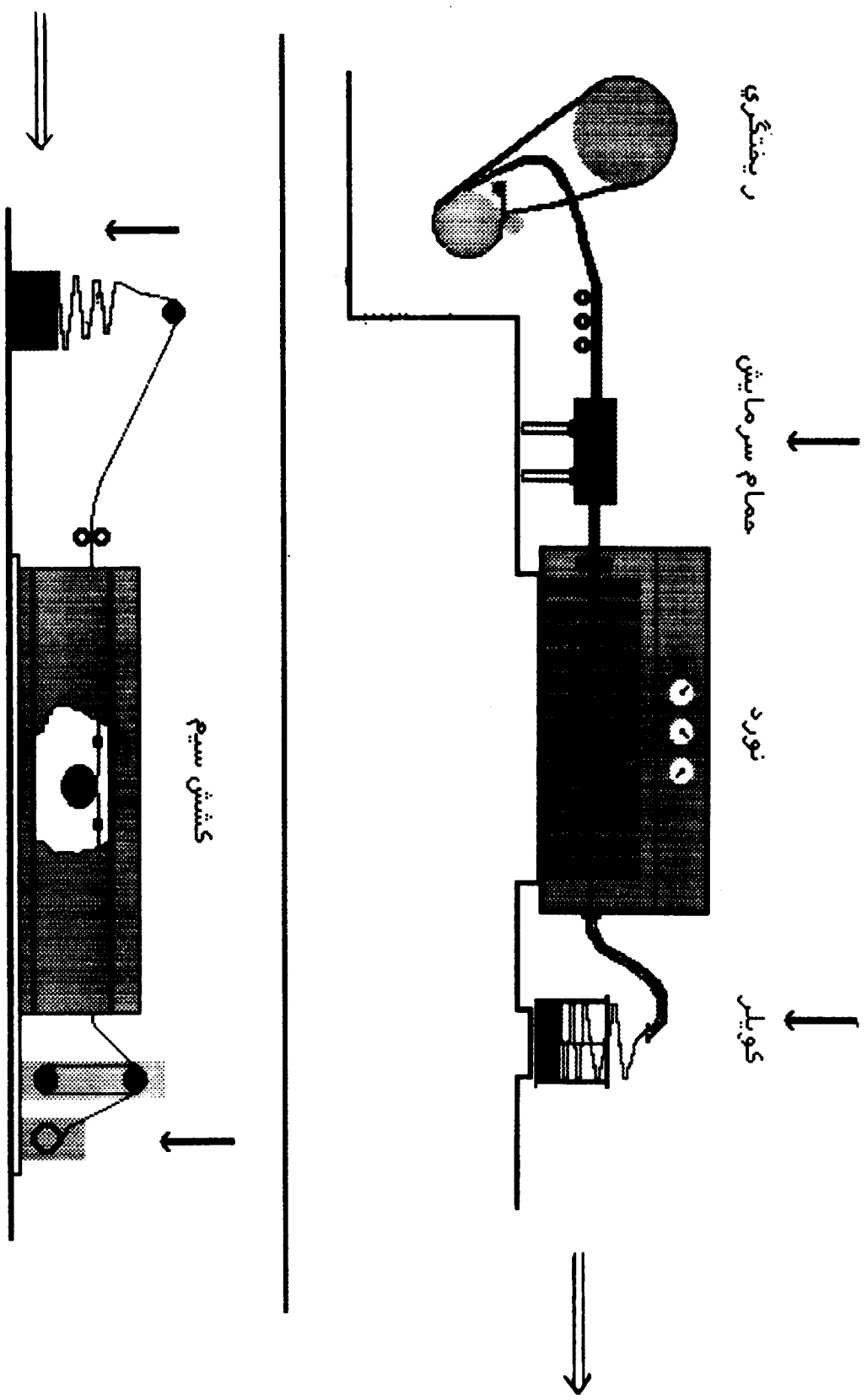
- Sci. and Eng., 4, PP: 61, (1969).
12. M. Mujahi, N. Engel, "Effect of alloying elements on the conductivity of Aluminium alloys", Scripta Meta., Vol. 13, PP: 887-893, (1979).
 13. "Resistivity of Electrical Conductor Materials", ASTM, B 193-87, (1991).
 14. "Electromagnetic (Eddy-Current) Measurements of Electrical Conductivity", ASTM, E 1004-84, (1991).
 15. M. H. Mulazimoglu, J. E. Gruzleski, "The effect of grainrefinement of the Electrical Resistivity and Conductivity of Aluminium alloys", Meta. Trans. A, Vol 18A, June, PP: 941, (1987).
 16. D. V. Neff, P. V. Cooper, "Clean Metal for Al. Foundry: New Technology" AFS, 98, (1990).
 17. N. R. Green, J. Campbell, "Presented at E-MRS spring Meeting", Strasbourg, France, (4-7 May 1993).
 18. P. S. Mohanty, F. H. Samuel, J. E. Gruzleski, "Studies on addition of inclusions to the Molten aluminium using a novel Technique", Metallurgical and Materials Transactions B, 26B, 103-107, (1995).
 19. W. Stiller, Th. Ingenlath, Essen-Borbeck, "Industrial boron treatment of Al. Conductor alloys and its influence on grain refinement and electrical conductivity", Aluminium, 60, PP:577-580, (1984).
 20. D. V. Neff, "Molten Metal Pumping, degasing and filltration Techniques to produce high quality Aluminium Casting", Light Metal, PP:63-69, (1986).

21. V. I. Gostishev, "A Cryoconductor of high purity Aluminium", Phys. Met. Metall. Vol. 62, No.2, PP: 85-90, (1986).
22. V. I. Gostishev, S. Demyanov, "The deformation scattering Mechanism and conduction electron in Aluminium", Phys. Met. Metall. Vol. 60. No.1, PP: 63-68, (1985).
23. H. Jones, "Developments in aluminium alloys by solidification at high cooling rates", Aluminium, 4, PP: 274-281, (1974).
24. David Kalish, B. G. Lefev, "Effect of alloying and Processing on the subgrain-strength relationship in Aluminium conductor alloys", Meta. Trans. A, Vol. 8A, PP: 204-206, (Jan 1977).
25. H. J. McQueen, "The production and utility of recovered dislocation substructures", Meta. Trans. A, Vol. 8A, PP: 807-824, (June 1977).
26. A. Manzano, E. Nava, "Electrical conductivity and Microstructure of Aluminium alloys", Meta. Trans. A, Vol. 24A, PP: 2355-2358, (Oct 1993).
27. S. K. Varma, B. G. Lefev, "Large wire drawing plastic deformation in Aluminium and its dilute alloys", Meta. Trans. A, Vol. 11 A, PP: 935-942, (June 1980).
28. H. J. McQueen, E. H. Chia, E. A. Starke, "Fe-Particle-Stabilized Aluminium Conductors", Jour. of Metals, PP: 19-24, (April 1986).
29. E. H. Chia, E. A. Starke, "Application of subgrain control to Aluminium wire products", Meta. Trans. A, Vol 8A, PP: 825-832, (June 1977).

30. E. H. Chia, S. Spooner, E. A. Starke, "Microstructure and texture of continuously cast and rolled Aluminium", Aluminium, Vol. 54, PP: 757-761, (1978).
 31. E. H. Chia, "The processing of aluminium Rod for Electrical applications", Aluminium Transformation Technology and its application, ASM, Metal Park, Ohio, PP: 305-333, (1978).
 32. David Kalish, "Subgrain strengthening of Aluminium conductor wires", Meta. Trans. A, Vol.6A, PP: 1319-1324, (July 1975).
 33. S. K. Varma, "Substructural developments during recovery in EC Aluminium", Scripta Meta. Vol. 13, PP: 345-348, (1979).
 34. F. J. Humphreys, M. Hatherly, "Recrystalization and related annealing phenomena", Pergamon, First ed., PP:128-133, (1995).
- ۳۵- محمدعلی بوترابی و صابر بالی، "ریخته‌گری پیشرفته"، انتشارات دانشگاه علم و صنعت، ۱۳۷۶.

پیوست شماره یک

طرح شماتیک روش Properzi



توالی فرایندها در تولید سیم EC-Al

پیوست شماره دو

جداول

جدول ۲-۱- مقادیر قطر بحرانی در ارتباط با دما [۱۱]

T (°K)	d* (cm)
5	10 ³
50	10 ⁻²
273	210-10

جدول ۲-۲- نشان دهنده مقادیر RRR برای خلوص متفاوت آلومینیوم [۷]

Grade	$RRR = \frac{\rho(273)}{\rho(4.2^\circ K)}$
99.965	200
99.98	350
99.99	650
99.996	780
99.9975	2150
99.9982	3150
99.9992	6700
99.99997	35700
99.99998	45000

جدول ۲-۳- مقادیر ضریب A در معادله نورد هایم برای عناصر محلول در آلومینیوم [۷]

Element	A ($\mu\Omega \cdot \text{cm/at.}\%$)
Ag	1.1
B	0.05
Ba	0.3
Be	0.3-0.4
Bi	1.3
Cd	1.7
Ca	1.1
Ce	0.07
Co	3.6
Cu	0.7
Fe	1.7
Ga	0.16
Ge	0.58
In	0.25
Li	0.95
Mg	0.50
Mn	6.2
Mo	7.5
Na	2
Ni	4.6
Si	0.5
Ti	5.5
V	6.8
W	7.3
Zn	0.24
Zr	15

جدول ۴-۲- ماکزیمم اثر محلول جامد در مقاومت تحت شرایط تعادل و نیمه پایدار [۷]

Element	Equilibrium $\Delta\rho (\mu\Omega.cm)$	Metastable $\Delta\rho (\mu\Omega.cm)$
Ag	26	44
B	0.02	--
Ba	~ 0.02	--
Bi	~ 0.003	--
Ce	0.01	2
Ca	< 0.09	7.6
Cd	0.1	0.1
Co	0.04	0.18
Cu	1.8	12.6
Fe	0.05	6.8
Ga	1.5	10.4
Ge	1.6	8.4
In	0.007	--
Li	23	--
Mg	9.9	18.4
Mn	5.6	47.7
Mo	5.3	1.5
Na	0.02	--
Ni	0.11	23.9
Si	0.8	5.5
Ti	0.047	0.6
V	1.2	4.4
W	0.15	1
Zn	15	--
Zr	4.5	30

جدول ۵-۲- تحولات عناصر آلیاژی با آلومینیوم در دیاگرام فازی [۱۲]

Least Detrimental to Conductivity		Detrimental to Conductivity	
Al-X	Reaction	Al-X	Reaction
Al-Fe	Eutectic	Al-Ti	Peritectic
Al-Co	Eutectic	Al-V	Peritectic
Al-Ni	Eutectic	Al-Cr	Peritectic
Al-Y	Eutectic	Al-Zr	Peritectic
Al-Sb	Eutectic	Al-Nb	Peritectic
Al-La	Eutectic	Al-Mo	Peritectic
Al-Ce	Eutectic	Al-Hf	Peritectic
Al-Gd	Eutectic	Al-Ta	Peritectic
Al-Th	Eutectic	Al-W	Peritectic
Al-Mischmetal	Eutectic		

جدول ۲-۶- اختلاف شعاع اتمی عناصر را با آلومینیوم (شعاع اتمی آلومینیوم ۱/۴۳

آنگستروم) [۱۲]

Least Detrimental to Conductivity			Detrimental to Conductivity		
Element	Atomic Radii (nm)	% Difference	Element	Atomic Radii (nm)	% Difference
Fe	1.27	11.2	Ti	1.47	2.8
Co	1.25	12.6	V	1.36	4.9
Ni	1.25	12.6	C	1.28	10.5
Y	1.80	25.9	Zr	1.60	11.9
Sb	1.61	12.6	Nb	1.47	2.8
La	1.88	31.5	Mo	1.40	2.1
Ce	1.82	27.3	Hf	1.59	11.2
Gd	1.80	25.9	Ta	1.47	2.8
Th	1.80	25.9	W	1.41	1.4

جدول ۲-۷- ساختار الکترونی اتمهای مشابه با آلومینیوم [۱۲]

Elements	Free Atoms	Pure Solid	In Diluted Solution in Al
Al ⁽⁶⁾	1s ² 2s ² p ⁶ 3s ² p ¹	1s ² 2s ² p ⁶ 3sp ²	1s ² 2s ² p ⁶ 3sp ²
Fe ⁽⁶⁾	---- 3d ⁶ 4s ²	α 3d ⁷ 4s	
		γ 3d ⁵ 4sp ²	3d ⁵ 4sp ²
Co ⁽⁶⁾	---- 3d ⁷ 4s ²	α 3d ⁷ 4sp	
		β 3d ⁶ 3sp ²	3d ⁶ 4sp ²
Ni ⁽⁶⁾	---- 3d ⁸ 4s ²	3d ⁷ 4sp ²	3d ⁷ 4sp ²
Y ⁽¹⁰⁾	---- 4d ¹ 5s ²	4d ¹ 5sp	5sp ²
Sb ⁽¹⁰⁾	---- 5s ² p ³	5s ² p ³	5s ² p ³
La ⁽¹⁰⁾	---- 5d ¹ 6s ²	5d ¹ 6sp	6sp ²
Ce ⁽¹⁰⁾	---- 4f ² 6s ²	4f 6sp ²	4f 6sp ²
Gd ⁽¹⁰⁾	---- 4f ⁷ 5d ¹ 6s ²	4f ⁷ 5d ¹ 6sp	4f ⁷ 6sp ²
Th ⁽¹⁰⁾	---- 6d ² 7s ²	6d ¹ 7sp ²	6d ¹ 7sp ²

جدول ۲-۸- بیشترین مقدار مقاومت در طی پیرسازی برای چند آلیاژ [۱۰]

wt.% Alloy	$\rho_{\text{peak}} - \rho_{\text{ss}}$ $\mu\Omega\text{cm}$	Quenching temperature $^{\circ}\text{C}$	Annealing temperature $^{\circ}\text{C}$
0.35 Ag	0.0018	550	0
0.35 Ag	0.0023	550	-20
0.19 Ag	0.0017	550	-20
0.1 Be	0.021	600	0
0.1 Be	0.030	600	-20
1.1 Mg_2Si	~ 0.08	550	80
1.1 Mg_2Si	~ 0.15	550	20
2.8 Mg	~ 0.007	320	0
4.7 Mg	0.022	320	0
5 Mg	~ 0.016	300	0

جدول ۲-۹- نتایج یک محاسبه با فرض رسوب کامل عناصر آلیاژی [۱۰]

Alloy (wt %)	Precipitate	r	f	$\Delta\rho$ (%)
Al 0.2 Fe, 0.1 Si	Al_3Fe	10^8	0.002	0.2
Al 1 Fe	Al_3Fe	10^8	0.02	2
Al 0.5 Cu	Al_2Cu	5	0.008	0.6
Al 1 Mg_2Si	Mg_2Si	∞	0.007	0.7

جدول ۲-۱۰- پارامترهای Hall - petch برای آلومینیوم [۷]

Hall-Petch parameters for grains in Al

Purity	Treatment	k	σ_0
99.5		0.22	1.6
99.5	CW + ANN	0.21	1.46
99.99	CW + ANN recrystallized	0.17	0.9
99.99	CW + ANN	0.22	1.6
99.5	CW + HW + ANN	0.13	1.5

CW: cold worked - ANN: annealed - HW: hot worked

جدول ۲-۱۱ - مقایسه اثر مکانیزمهای مختلف بر استحکام و مقاومت [۷]

Mechanism	Calculated or measured at (*)	Property		$\Delta\sigma/\Delta\rho$ kg.mm ² / μD.cm
		μD.cm	kg/mm ²	
Substructure	Grain boundaries	D = 100 μ	nil	0.9
	Dislocations	$\eta = 2 \times 10^{10} \text{ 1/mm}^2$	~ 3	2
		$\eta = 2 \times 10^6 \text{ 1/mm}^2$	3×10^{-3}	0.2
		$\eta = 2 \times 10^4 \text{ 1/mm}^2$	3×10^{-5}	2×10^{-3}
	Cell & subgrain boundaries	$\theta = 10^\circ$ $d = 2\mu \text{ (}\mu = 1/2\text{)}$	6×10^{-5}	3.0
		$\theta = 10^\circ$ $d = 2\mu \text{ (}\mu = 1\text{)}$	6×10^{-5}	3.7
Alloying	Solid solution***	Ag	26	40
		Be	~0.07	0.44
		Cd	0.47	0.64
		Ce	7×10^{-4}	0.092
		Cu	1.8	16.3
		Fe	0.05	0.26
		Ga	1.5	9.5
		Ca	1.6	4.48
		Mg	9.9	37.8
		Mn	5.6	2.7
		Ni	0.10	0.2
		Si	0.8	2.5
		Zn	15.0	30.0
		V	1.2	0.83
		Mg ₂ Si	4.21	7.5
	Precipitation hardening (over values in the pure metal)			
	Deformable particles	Ag ₁₄ Z ₂ , 250°C, 10 ¹⁸	~4.5	~41
		Mg ₂ Si, 175°C, 8 hr ^a	~1.4	29
		Cu 1.7 at%, 130°C- -60°C, 1000 hr ^a	~0.70	9
				~10
	Non deformable particles (Orowan) (over values in the pure metal)			
		14 at%, 50°C, 100hr	3.35	7
		Mg ₂ Si, 175°C, 9 days	1.3	17

* Peak hardness

*** Calculated at the solubility limit (Table 3.4.).

* Room temperature

** θ = subgrain misorientation; $\Delta\sigma$ calculated taking

$$\eta \sim \frac{\sqrt{\theta}}{b_d} \sim 0.8 \times 10^6 \text{ mm}^{-2}$$

جدول ۲-۱۲ - اثر نرخ انجماد در فواصل بین ذرات در آلیاژ ۵%Fe-۰/۵%Co-۰/۷%Al [۷]

Al-0.5wt% Fe-0.5% Co

Distance between particles

Solidification rate	As cast Dendritic spacing	Rolled rod	Finished wire
	μm	μm	μm
Rapid	20	2.5	0.8
Slow	210	40	10

جدول ۳-۱- ترکیب شیمیائی آلومینیوم EC

Fe	Si	Cu	Mg	Zn	B	Al	Ti,Cr,V	Ti+Cr+V
۰/۴	۰/۱	۰/۰۵	۰/۰۱	۰/۰۵	۰/۰۵	۹۹/۵	۰/۰۳	۰/۱

جدول ۳-۲- ترکیب شیمیائی عناصر افزوده شده به آلومینیوم (با اختلاف $\pm ۰/۰۲\%$)

ترکیب نمونه	Fe (درصدوزنی)	ترکیب نمونه	Co (درصدوزنی)	ترکیب نمونه	Fe+Co (درصدوزنی)
D ₁	۰/۱	F ₁	۰/۱	G ₁	۰/۱+۰/۱
D ₂	۰/۲	F ₂	۰/۲	G ₂	۰/۲+۰/۲
D ₃	۰/۳	F ₃	۰/۳	G ₃	۰/۳+۰/۳
D ₄	۰/۴	F ₄	۰/۴	G ₄	۰/۴+۰/۴
D ₅	۰/۵	F ₅	۰/۵	G ₅	۰/۵+۰/۵
D ₆	۰/۶	F ₆	۰/۶	G ₆	۰/۶+۰/۶
D ₇	۰/۷	F ₇	۰/۷	G ₇	۰/۷+۰/۷
D ₈	۰/۸	F ₈	۰/۸	G ₈	۰/۸+۰/۸
D ₉	۰/۹	F ₉	۰/۹	G ₉	۰/۹+۰/۹
D ₁₀	۱	F ₁₀	۱	G ₁₀	۱+۱

جدول ۴-۱- الف - آنالیز نقطه‌ای وسط دانه

ELMT	ZAF	%ELMT	ATOM. %
AlK : Ø	1.166	99.370	99.648
CoK : Ø	.831	.018	.008
FeK : Ø	.845	.018	.009
TiK : Ø	.811	.594	.335
TOTAL		100.000	100.000

ELMT	ZAF	%ELMT	ATOM. %
AlK : Ø	.764	32.918	46.561
CoK : Ø	.848	.000	.000
FeK : Ø	.847	.032	.022
TiK : Ø	.930	67.050	53.418
TOTAL		100.000	100.000

جدول ۴-۲- ترکیب شیمیائی رسوبها به ترتیب (الف رسوب شماره ۱) (ب - رسوب

شماره ۲) (ج- رسوب شماره ۳) (د- رسوب شماره ۴ در شکل ۴-۳۵

All elmts analysed,NORMALISED

ELMT	ZAF	%ELMT	ATOM. %
FeK : Ø	.852	1.979	.983
AlK : Ø	1.072	94.818	97.503
CoK : Ø	.837	3.152	1.484
TiK : Ø	.820	.052	.030
TOTAL		100.001	100.000

(ب)

All elmts analysed,NORMALISED

ELMT	ZAF	%ELMT	ATOM. %
FeK : Ø	.860	4.491	2.305
AlK : Ø	.976	88.929	94.488
CoK : Ø	.845	6.518	3.171
TiK : Ø	.833	.060	.036
TOTAL		99.999	100.000

(الف)

All elmts analysed,NORMALISED

ELMT	ZAF	%ELMT	ATOM. %
FeK : Ø	.872	6.413	3.458
AlK : Ø	.863	80.475	89.836
CoK : Ø	.857	13.084	6.687
TiK : Ø	.851	.029	.018
TOTAL		100.001	100.000

(د)

All elmts analysed,NORMALISED

ELMT	ZAF	%ELMT	ATOM. %
FeK : Ø	.867	6.157	3.252
AlK : Ø	.907	83.972	91.807
CoK : Ø	.852	9.872	4.941
TiK : Ø	.844	.000	.000
TOTAL		100.001	100.000

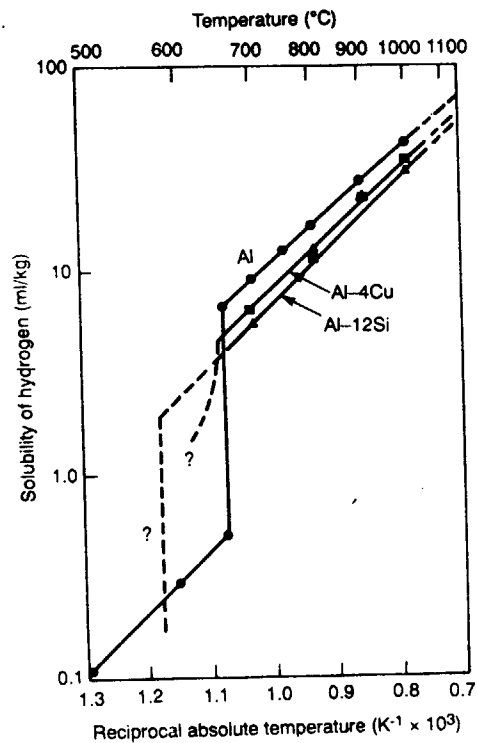
(ج)

جدول ۳-۴- داده‌های در ارتباط با ترکیبات مختلف بر [۱۹]

ترکیب	حالت پایدار	نسبت استوکیومتری
Ti-B	TiB_2	$(2/22)/1$
V-B	VB_2	$(2/36)/1$
Cr-B	CrB_2	$(2/41)/1$
Zr-B	ZrB_2	$(4/22)/1$

پیوست شماره سه

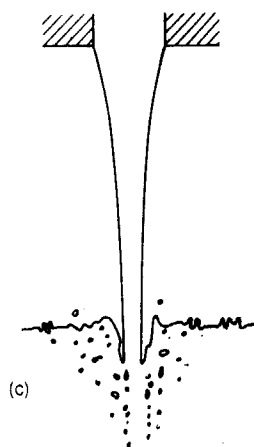
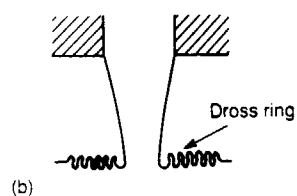
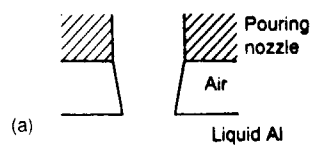
شکله



شکل ۲-۱- حلالیت هیدروژن در آلومینیوم [۴]



شکل ۲-۲- (الف) - پوسته اکسیدی در آلیاژ Al-Si-Mg که به علت آشفته‌گی‌های سطحی، چین خورده‌اند. (ب) - سطح مقطعی از فلز منجمد شده [۶]



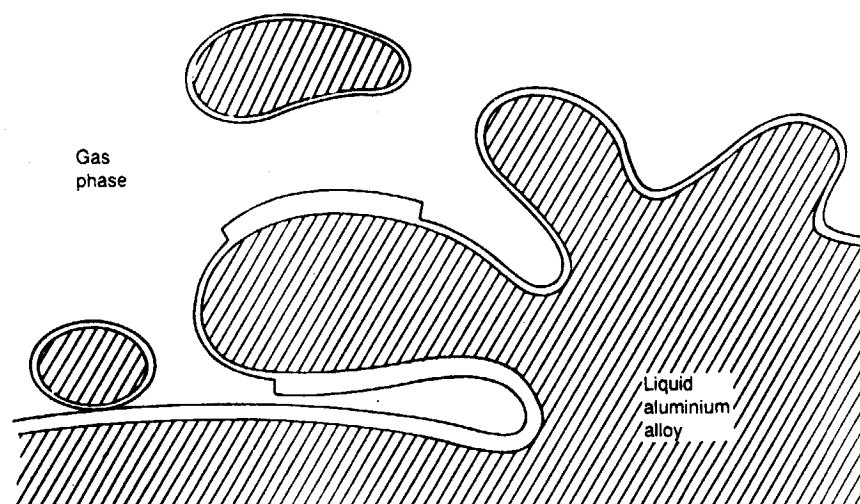
شکل ۲-۳- تأثیر ارتفاع ریزش مذاب را در سه حالت نشان می دهد.

(الف - پوسته اکسید سالم باقی می ماند.

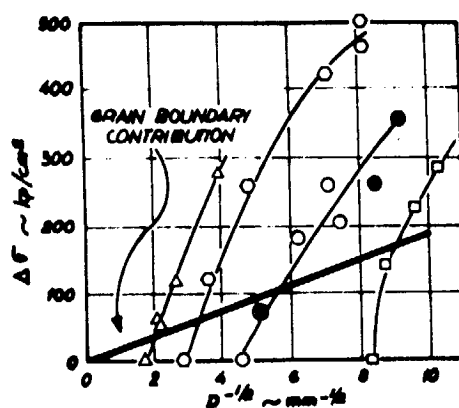
(ب - پوسته اکسید جدا شده و بر روی هم جمع می شوند و تشکیل حلقه ای از سرباره

می دهند.

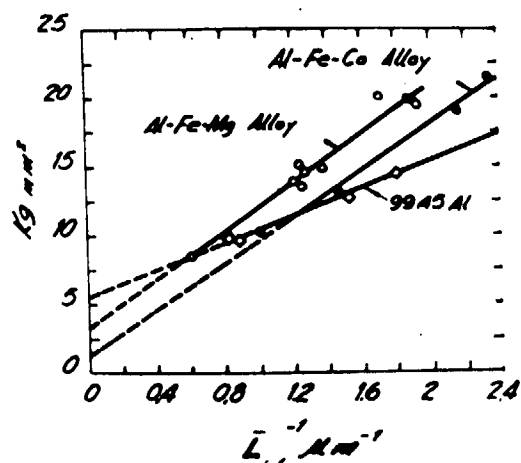
(ج - پوسته اکسید و هوا وارد توده مذاب می شود [۶]



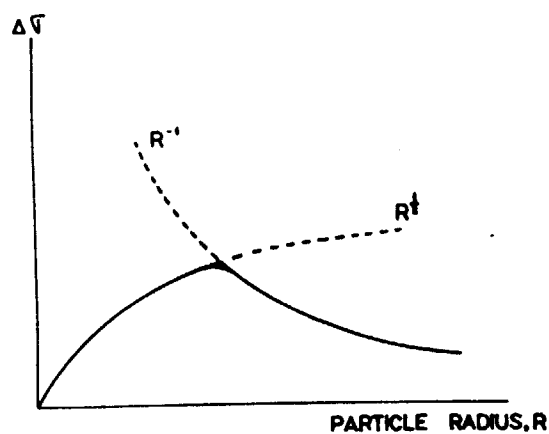
شکل ۲-۴- طرح نمایشی پاششی از مذاب آلومینیوم را که در آن تشکیل پوسته اکسیدی ضخیم و نازک (قدیم و جدید) قابل رؤیت است نشان می دهد [۶].



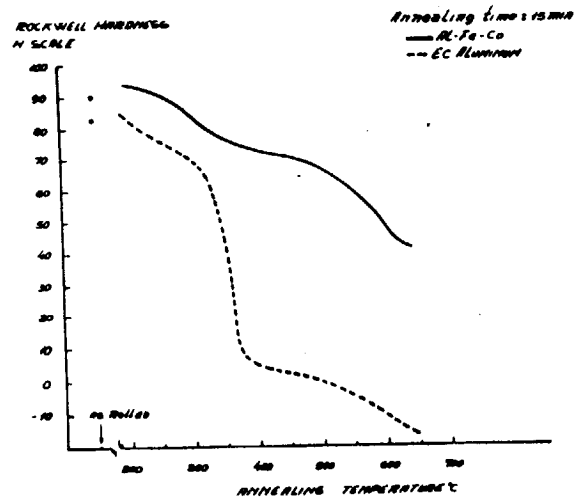
شکل ۲-۵- ارتباط تنش تسلیم با مرزدانه و ساختار نابجایی در آلومینیوم ۹۹/۹٪ [۲۶]



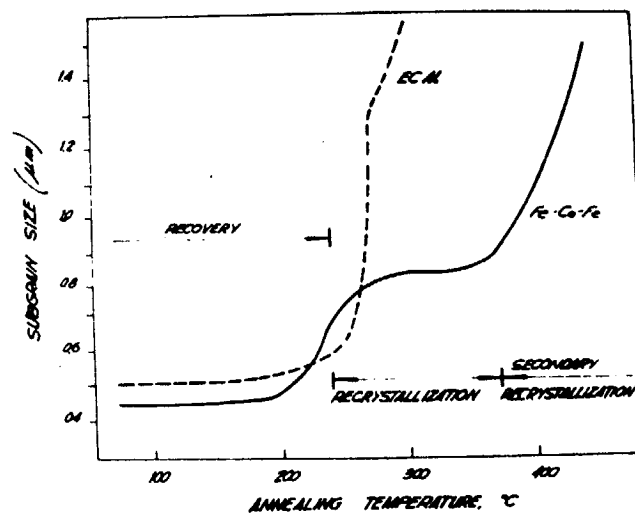
شکل ۲-۶- استحکام بخشی زیردانه‌ای سه نوع آلومینیوم در مصارف الکتریکی [۲۶]



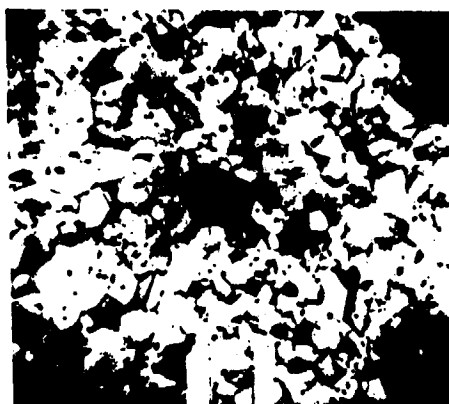
شکل ۲-۷- افزایش تنش سیلان ناشی از رسوبهای چسبنده ($R^{1/2}$) و کاهش ناشی از رسوبهای غیرچسبنده (R^{-1}) بعنوان یک تابع از شعاع ذرات [۲۶].



شکل ۲-۸- منحنی های تبلور مجدد - سختی (۱۵ دقیقه آنیل) برای آلیاژ Al-Co-Fe و آلومینیوم EC [v]



شکل ۲-۹- اندازه سلول نابجایی بر حسب دمای آنیل برای سیمهای کشیده شده Al-Co-Fe و آلومینیوم EC [v]

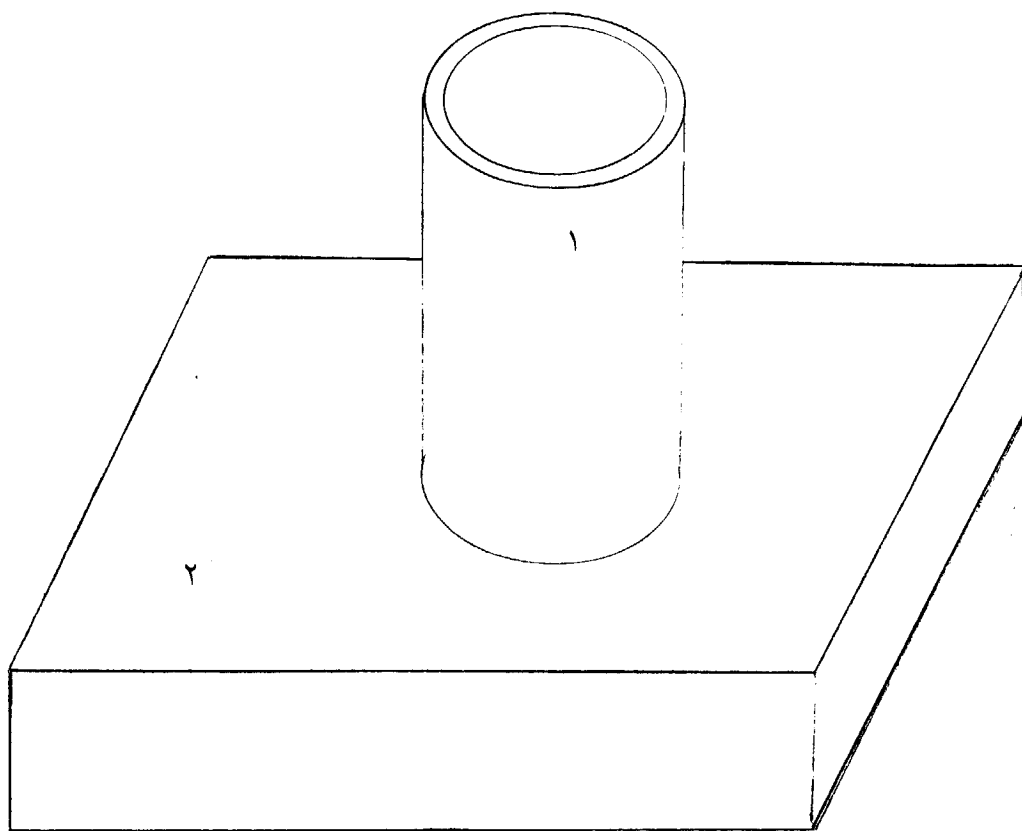


a)



b)

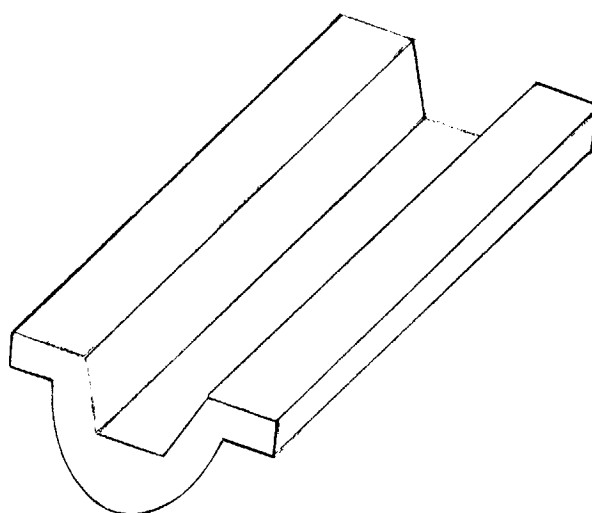
شکل ۲-۱۰- تصویر TEM آلیاژ Al-Fe-Co که به مدت یک ساعت در درجه حرارت های ۲۴۶ و ۳۵۷ درجه سانتی گراد آنیل شده است [۷]



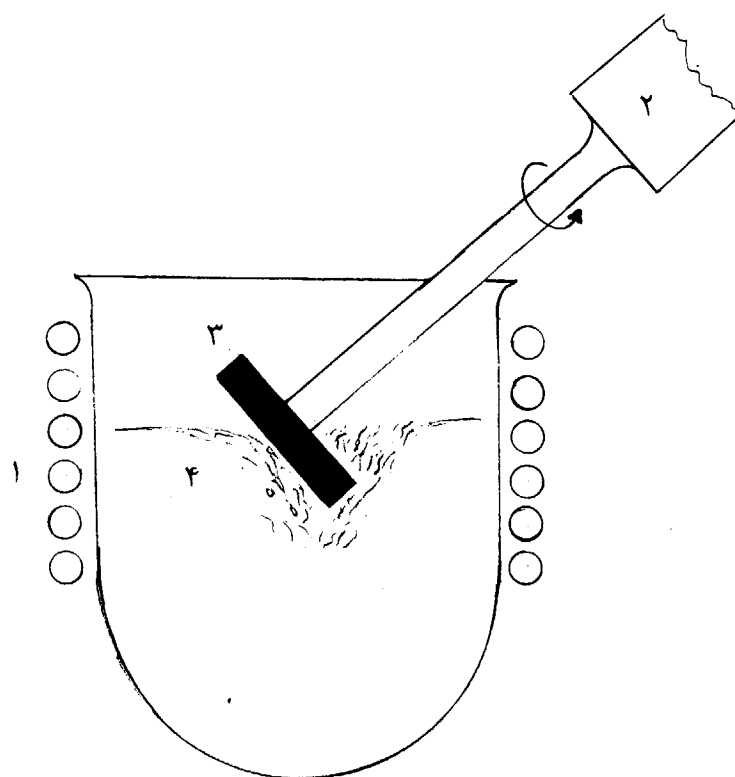
۱ - قالب فولادی

۲ - مبرد مسی

شکل ۳-



شکل ۳-۲ - طرح قالب فلزی با مقطع دوزنقه‌ای برای تهیه شمشهای نوردی



۱ - کوره القایی

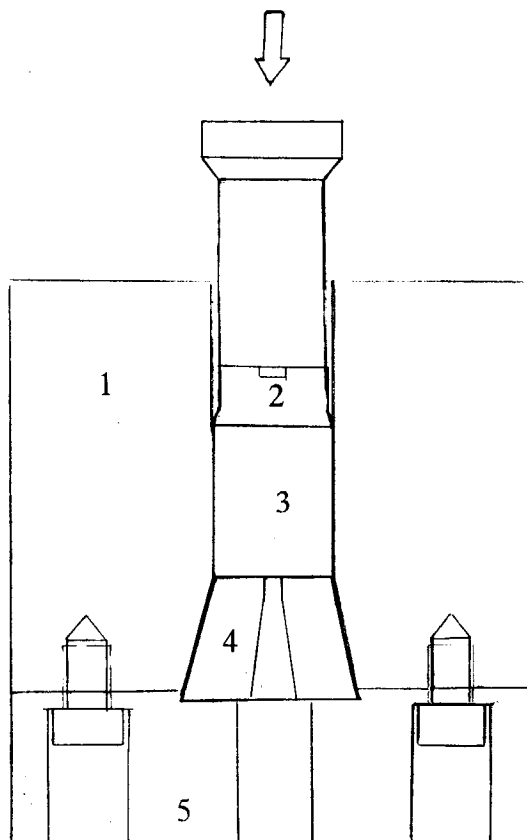
۲ - همزن

۳ - پروانه گرافیتی

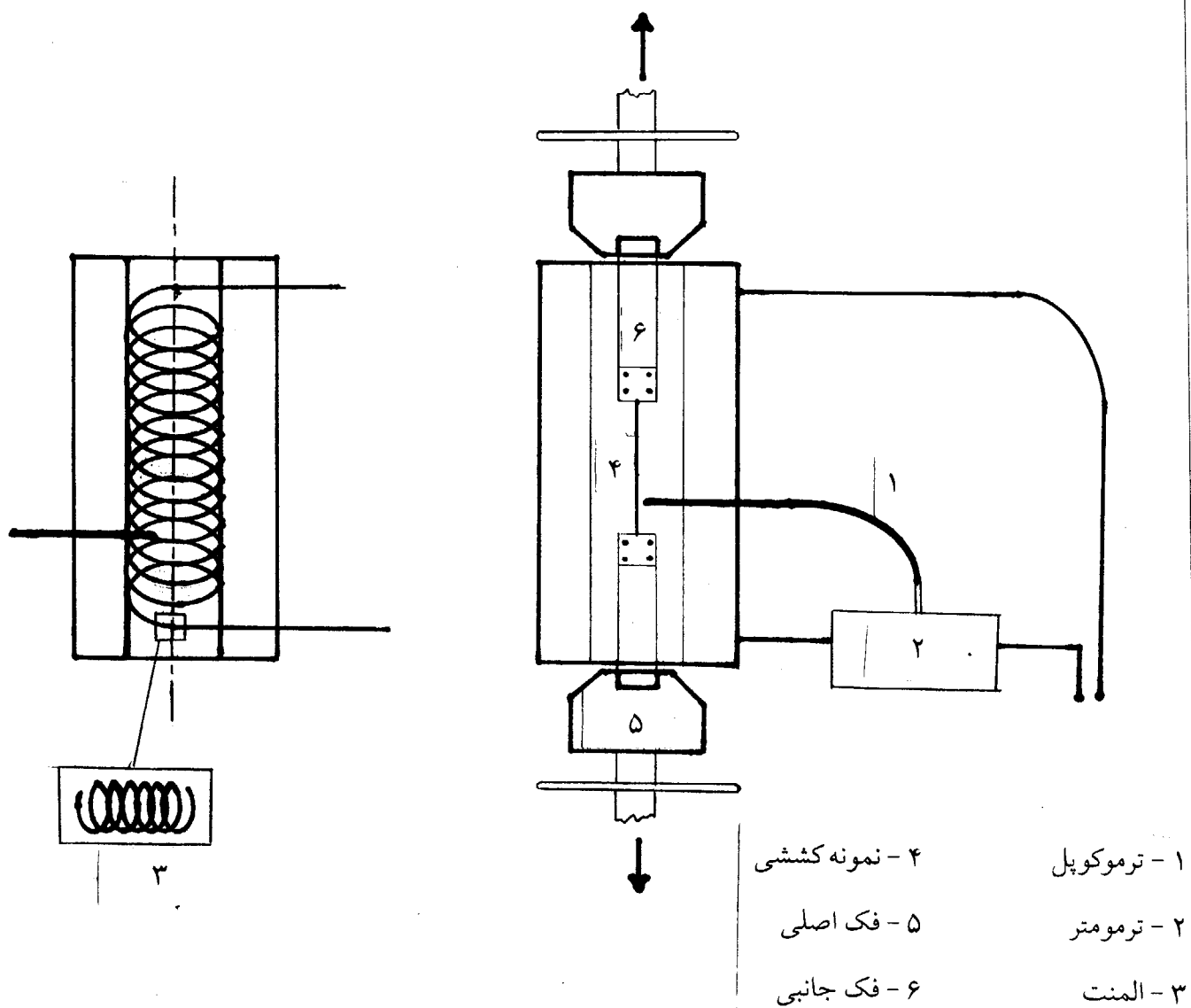
۴ - مذاب آلومینیوم

شکل ۳-۳- شکل شماتیک همزدن مذاب

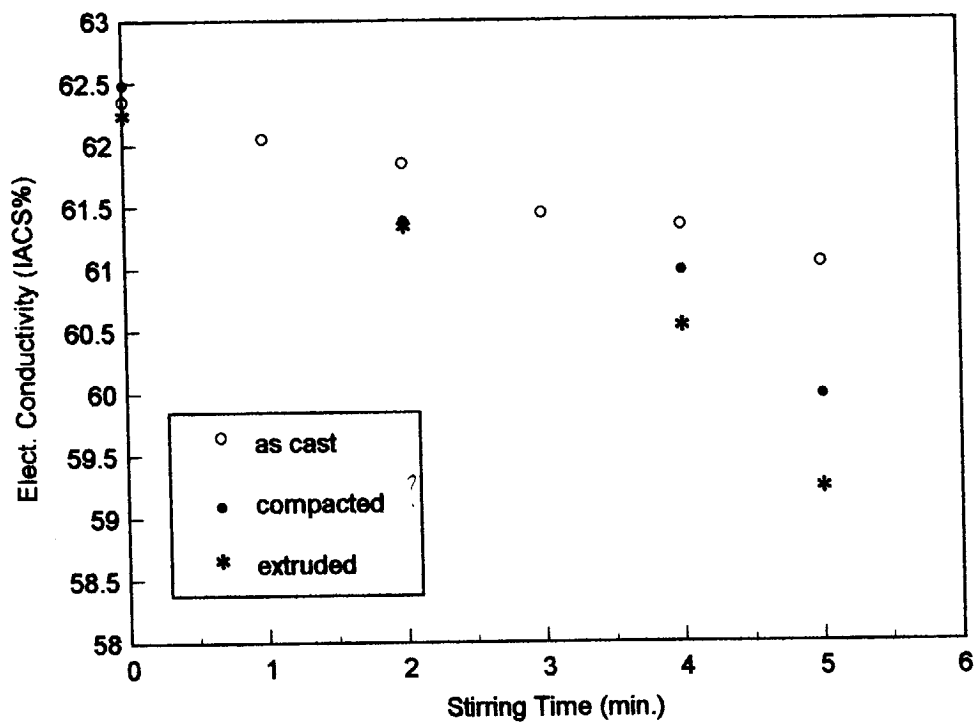
- 1 - Container
- 2 - Domy block
- 3 - Bilet
- 4 - Die
- 5 - Backer



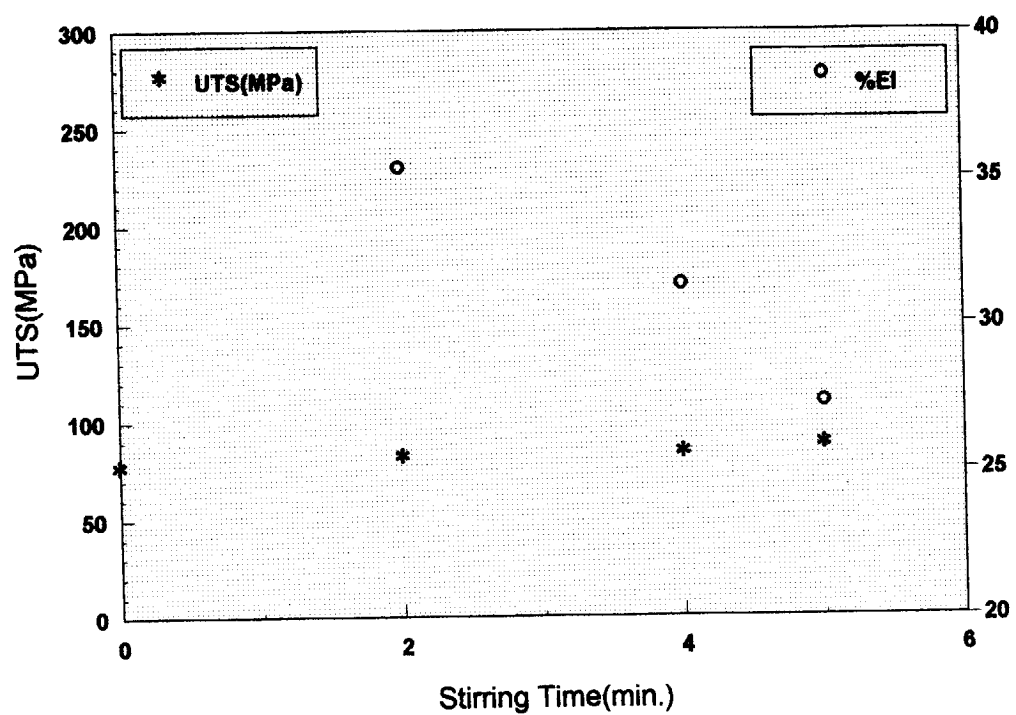
شکل ۳-۴- شکل شماتیک سیستم اکستروژن



شکل ۳-۵- شکل شماتیک آزمایش کشش در دمای بالا



شکل ۴-۱- اثر همزدن مذاب بر هدایت الکتریکی آلومینیوم



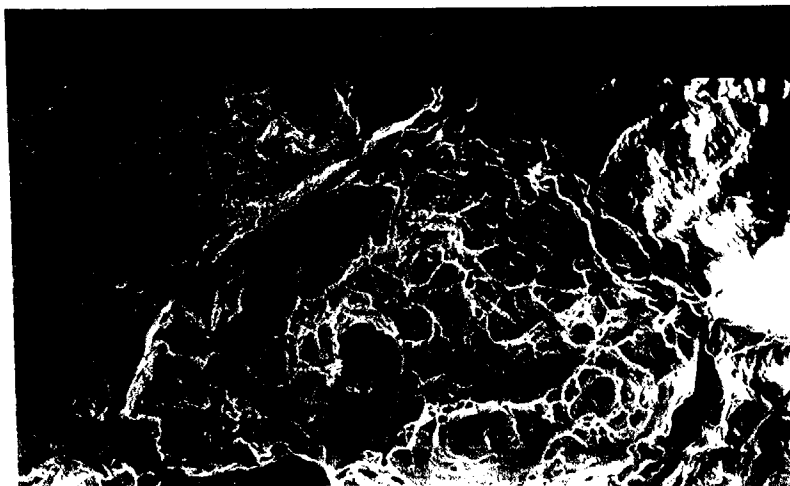
شکل ۴-۲- اثر همزدن مذاب بر استحکام کششی و افزایش طول نسبی آلومینیوم خالص



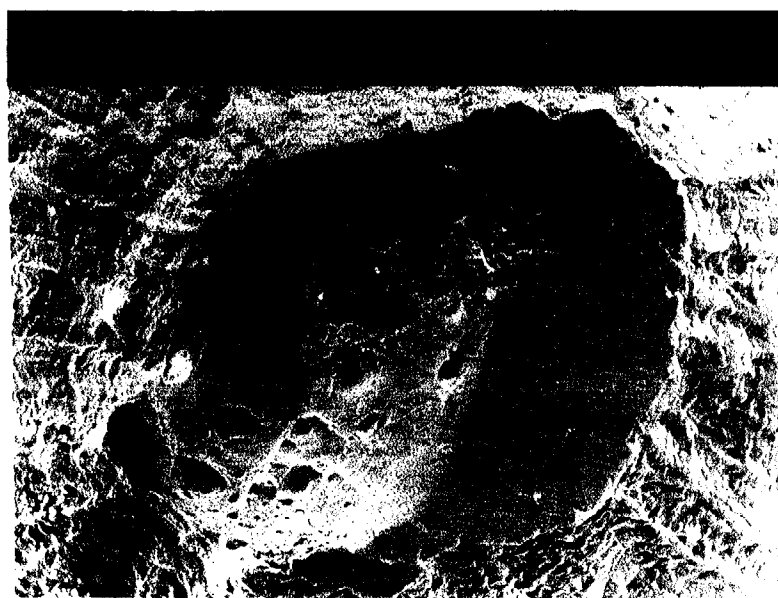
شکل ۳-۴- حضور پوسته اکسیدی در حالت پیوسته



شکل ۴-۴- پوسته‌های اکسیدی در حالت غیر پیوسته و پراکنده

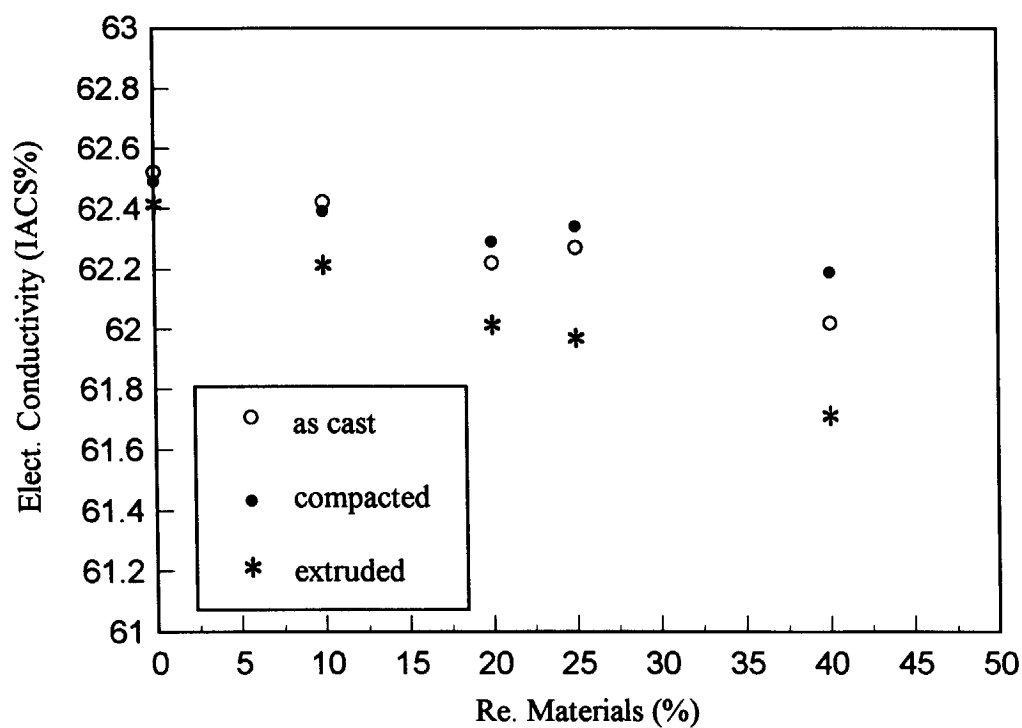


شکل ۴-۵- سطح مقطع شکست نرم در حالت بدون اکسید افزوده شده

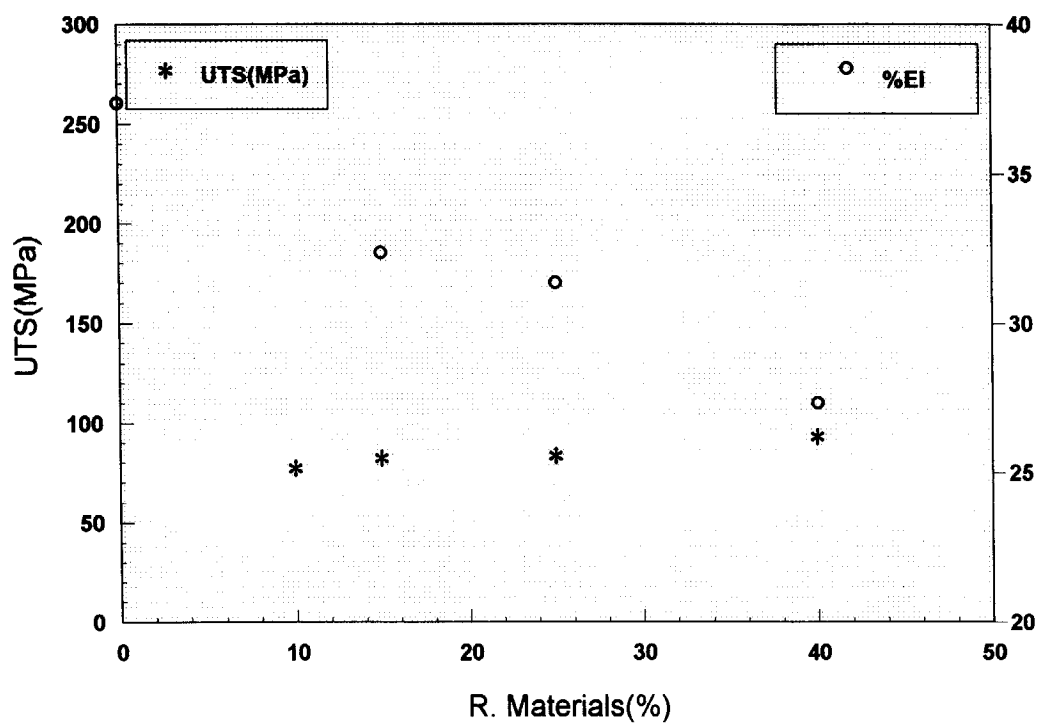


شکل ۴-۶- سطح مقطع شکست ترد در حالت اکسید افزوده شده

۵-۶-۶

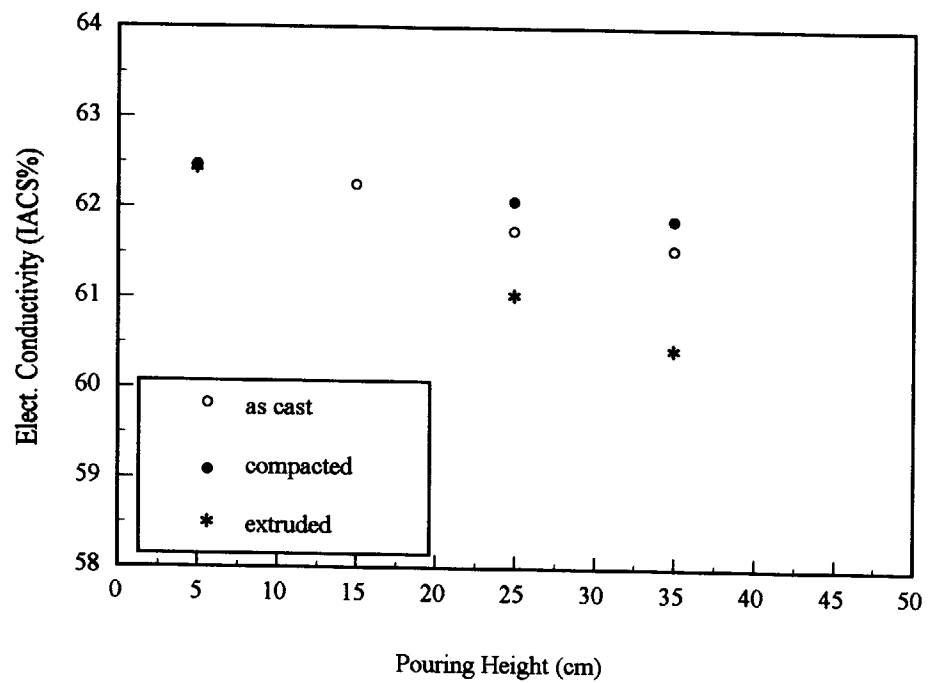


شکل ۴-۷- اثر افزایش برگشتی به مذاب اولیه بر هدایت الکتریکی آلومینیوم

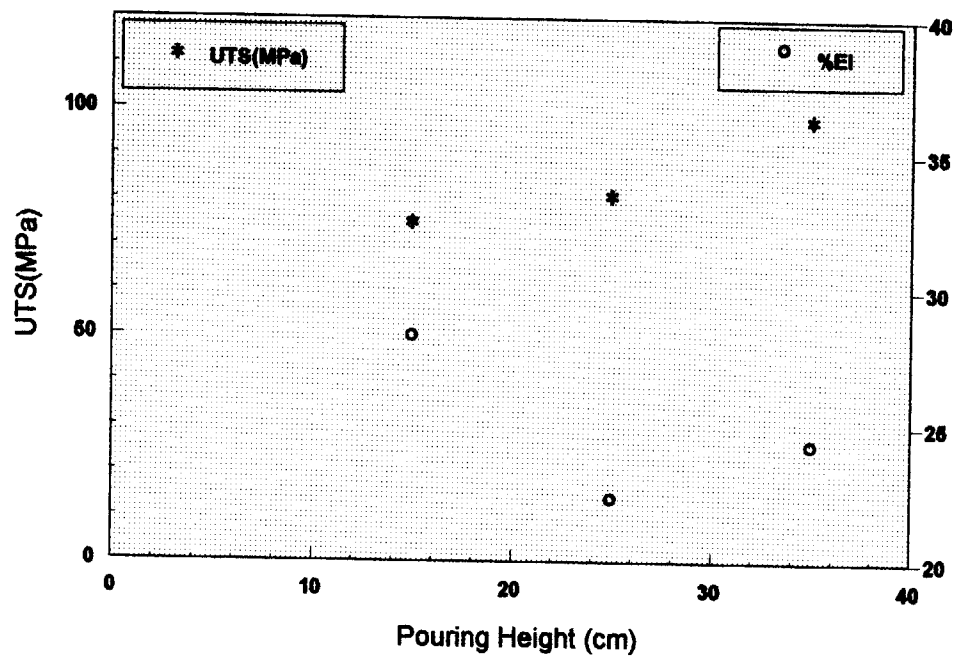


شکل ۴-۸- اثر افزایش برگشتی به مذاب اولیه بر استحکام کششی و افزایش طول نسبی

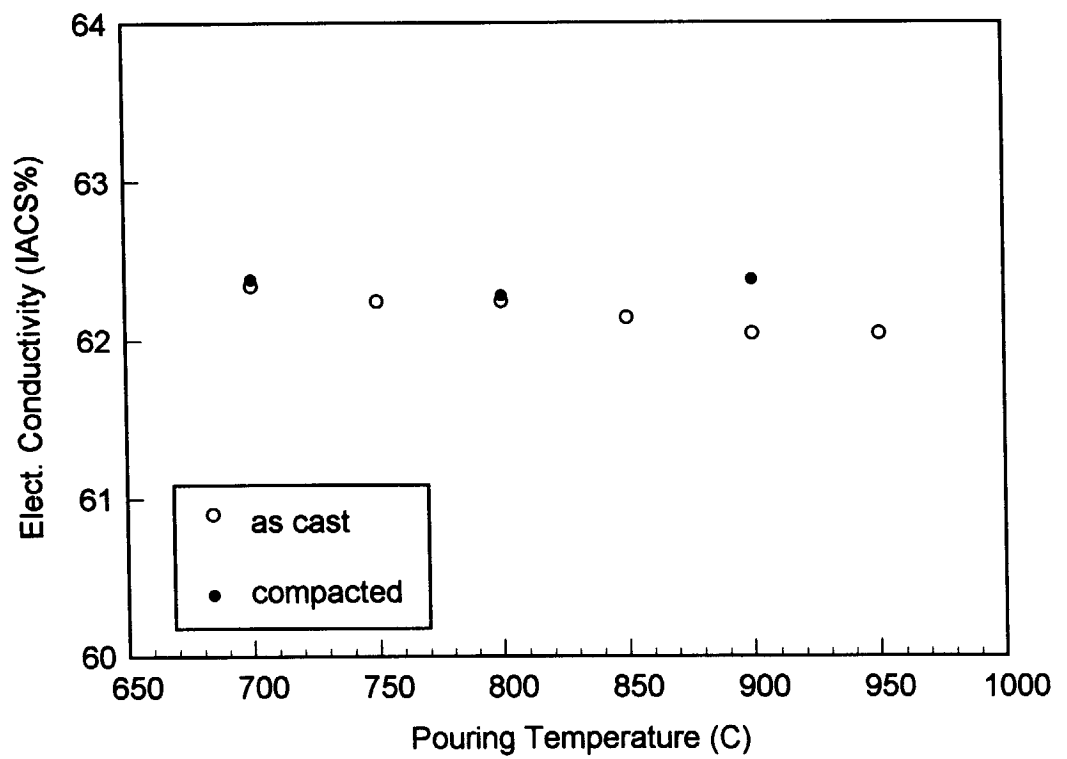
سیمهای آلومینیوم



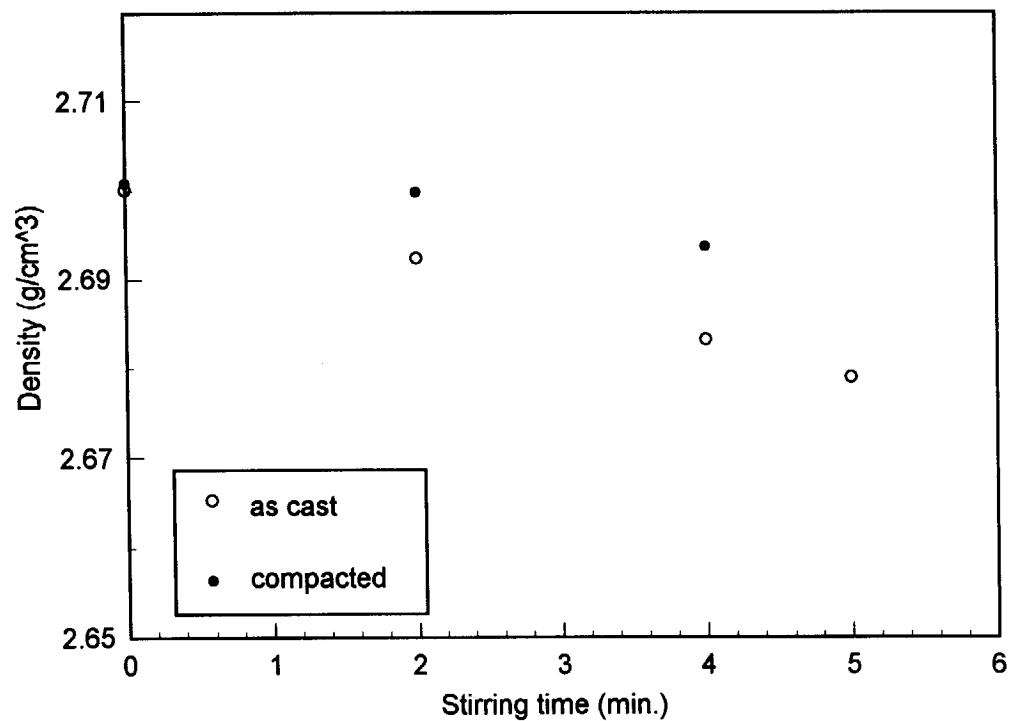
شکل ۴-۹- اثر ارتفاع ریزش بر هدایت الکتریکی آلومینیوم



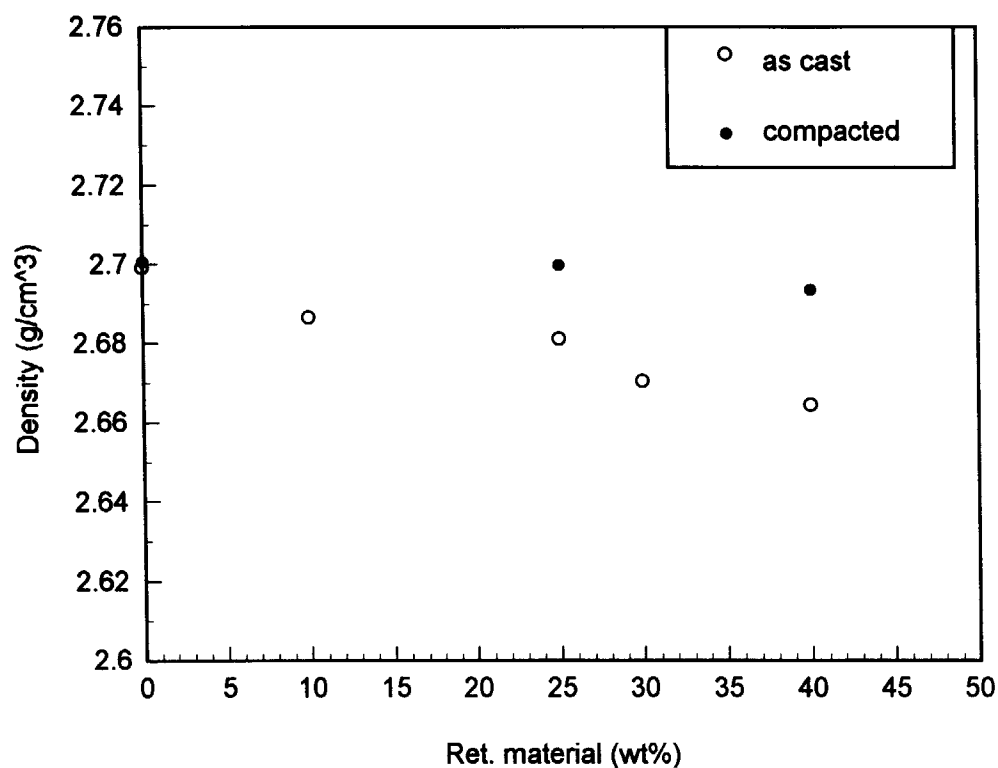
شکل ۴-۱۰- اثر ارتفاع ریزش بر استحکام کشش و افزایش طول نسبی سیم آلومینیوم



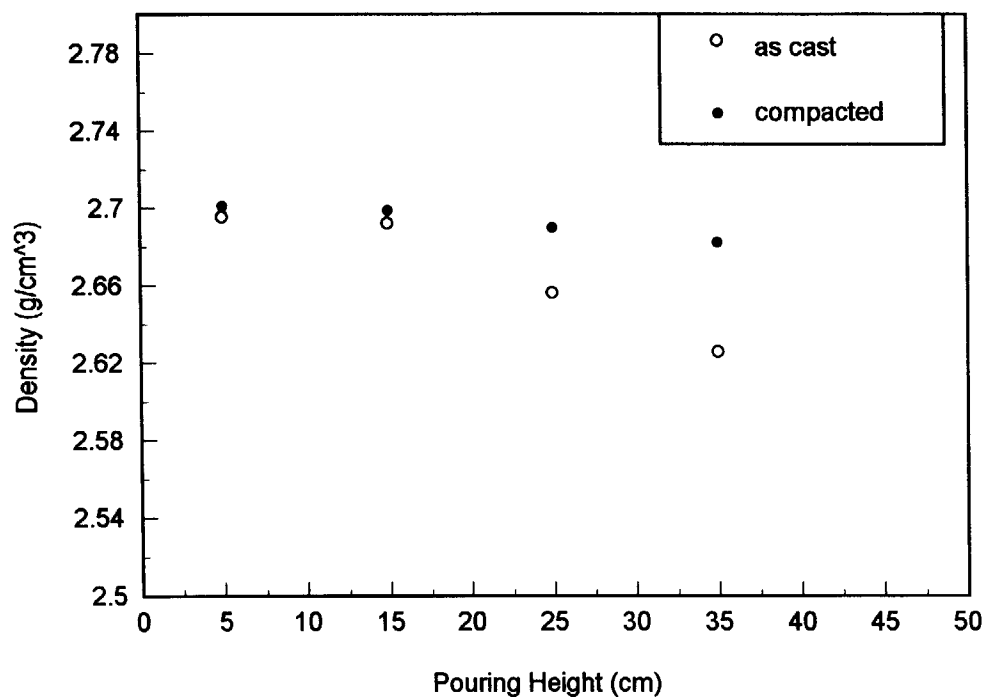
شکل ۴-۱۱- اثر دمای ریخته‌گری بر هدایت الکتریکی نمونه‌های پس از ریخته‌گری



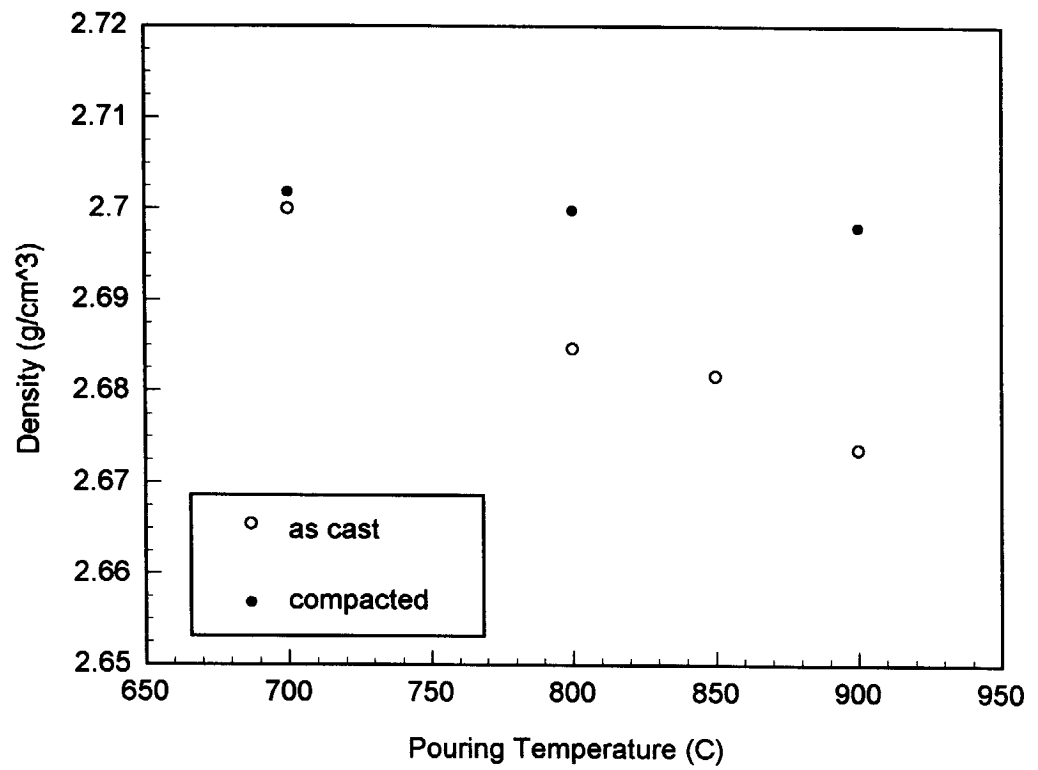
شکل ۴-۱۲- اثر زمان همزدن مذاب بر چگالی



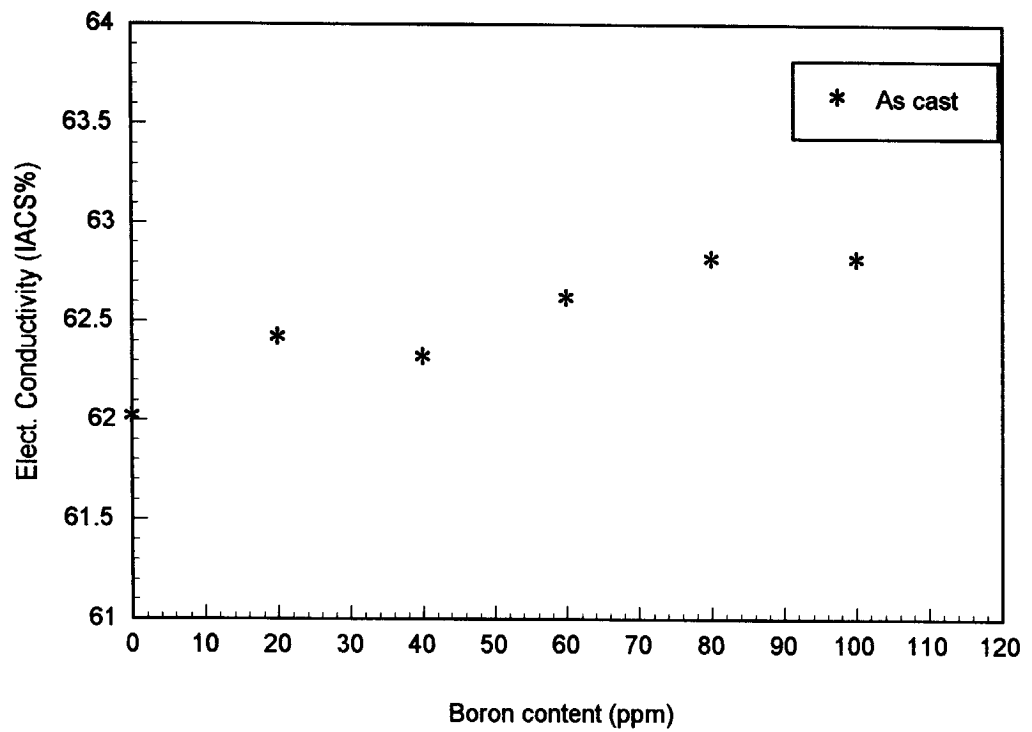
شکل ۴-۱۳- اثر میزان درصد برگشتی بر چگالی



شکل ۴-۱۴- اثر ارتفاع بارریزی بر چگالی



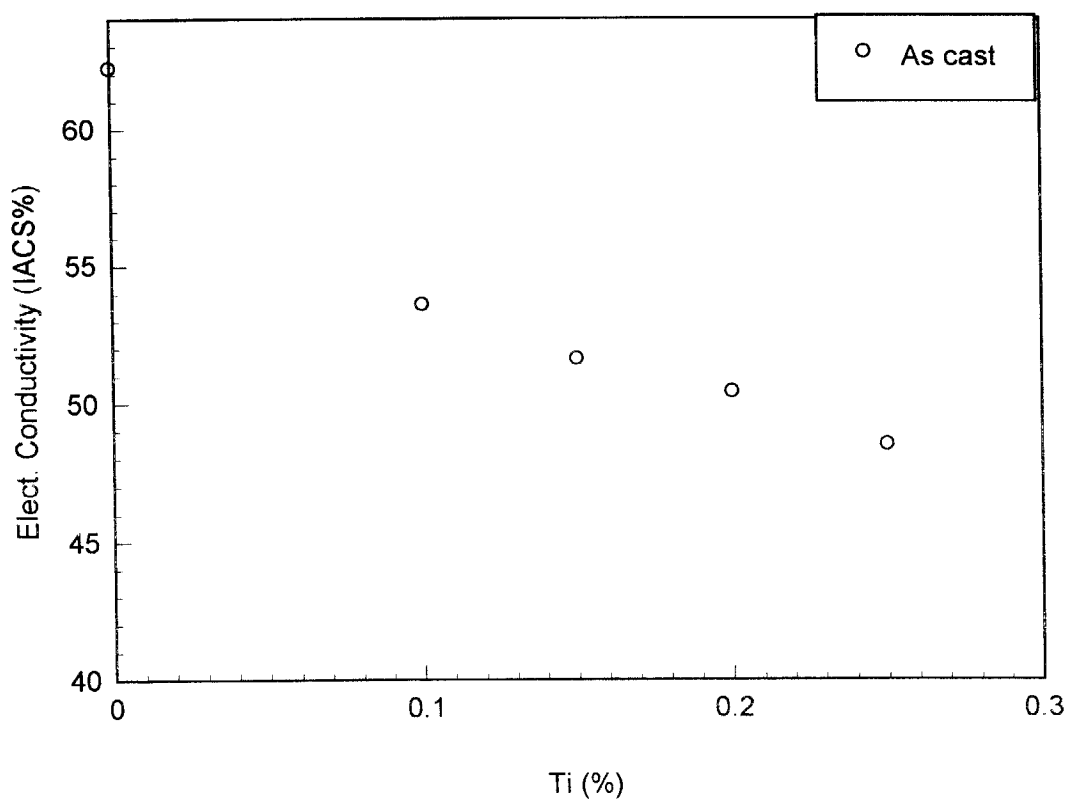
شکل ۴-۱۵- اثر دمای بارریزی بر چگالی



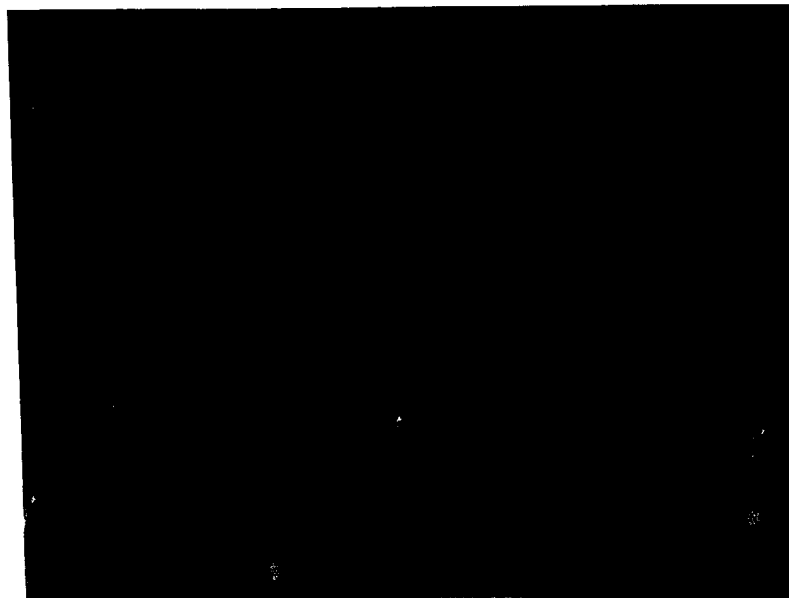
شکل ۴-۱۶- اثر برر بر افزایش هدایت الکتریکی آلومینیوم



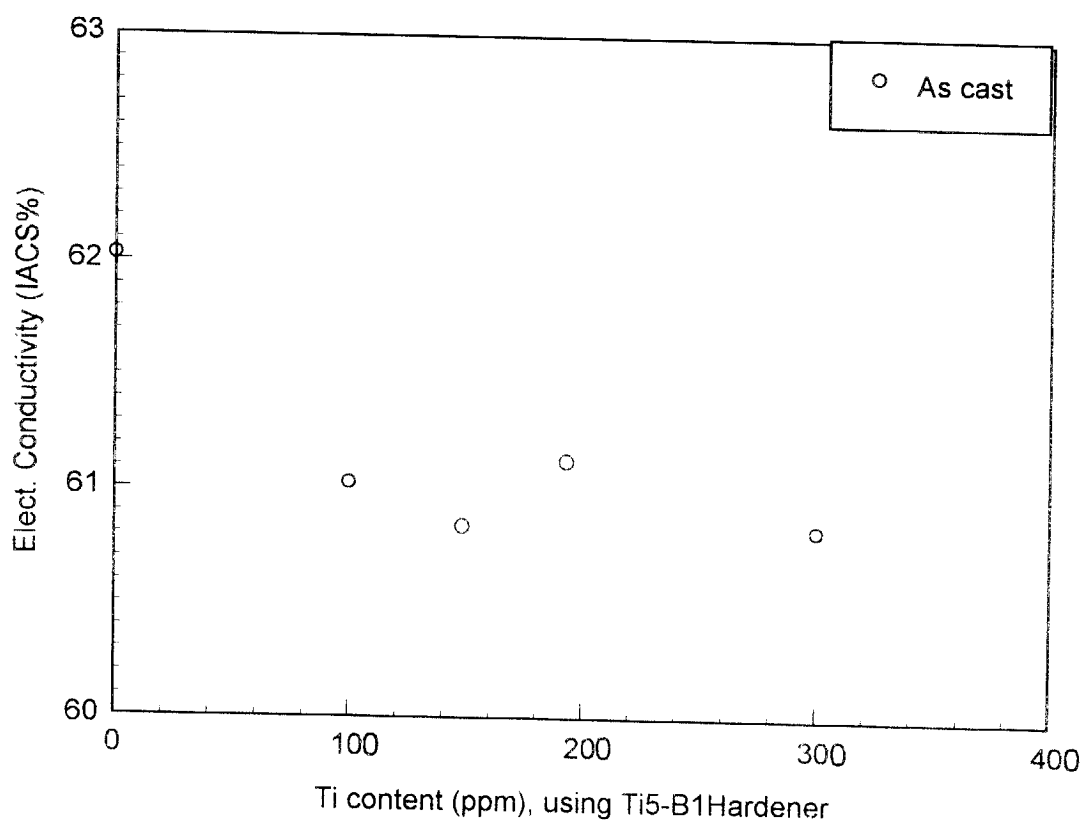
شکل ۴-۱۷- اثر بر روی تغییرات اندازه دانه



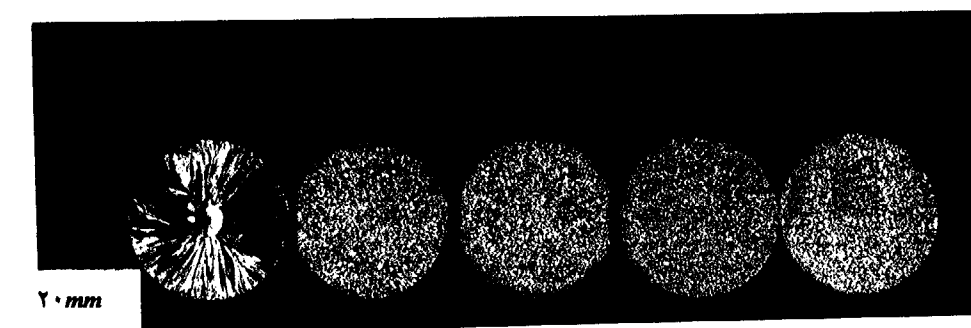
شکل ۴-۱۸- اثر تیتانیوم بر کاهش هدایت الکتریکی آلومینیوم



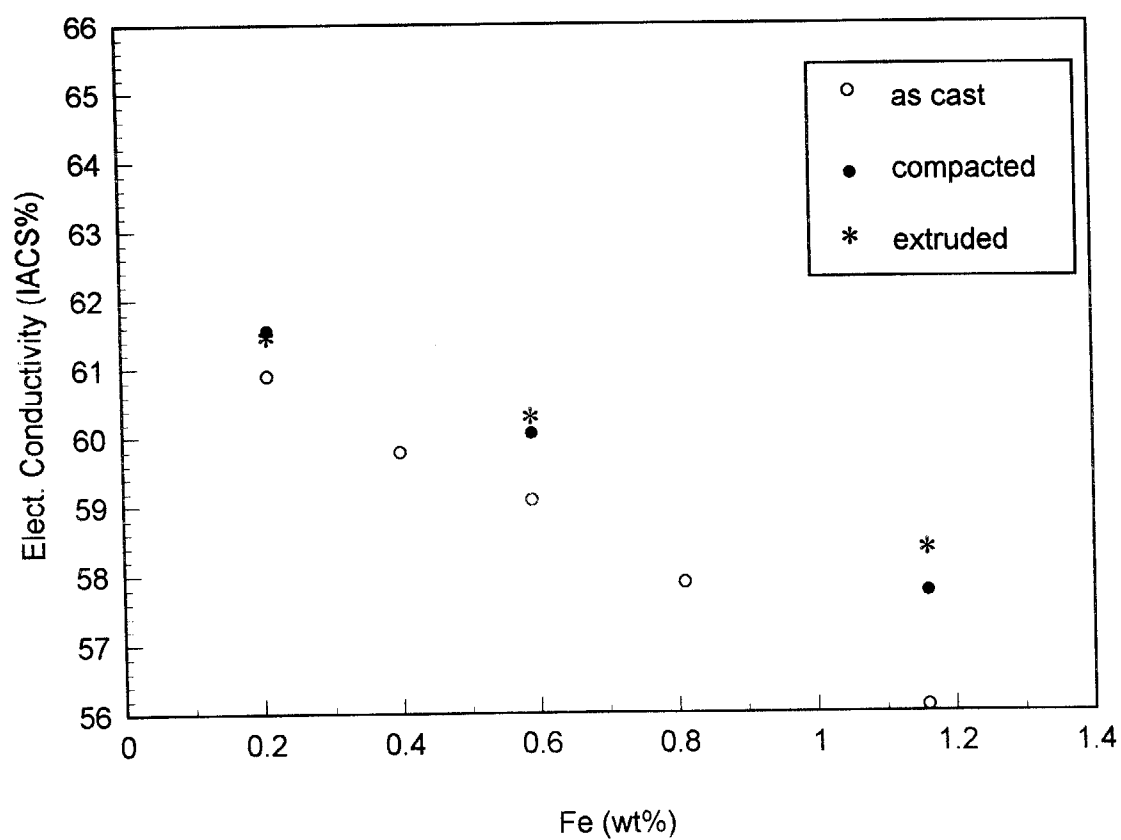
شکل ۴-۱۹- تصویر SEM نمونه پس از ریخته‌گری حاوی ۰/۲۵ درصد وزنی تیتانیوم



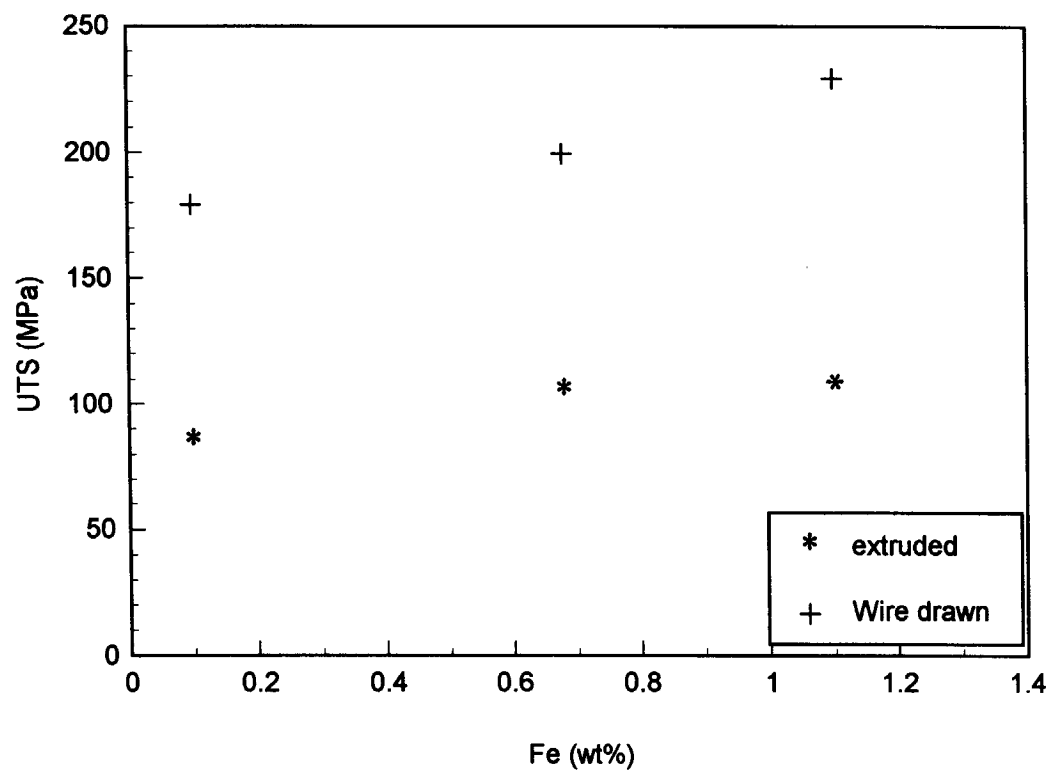
شکل ۴-۲۰- اثر آلیاژساز Al-5Ti-1B بر هدایت الکتریکی آلومینیوم EC



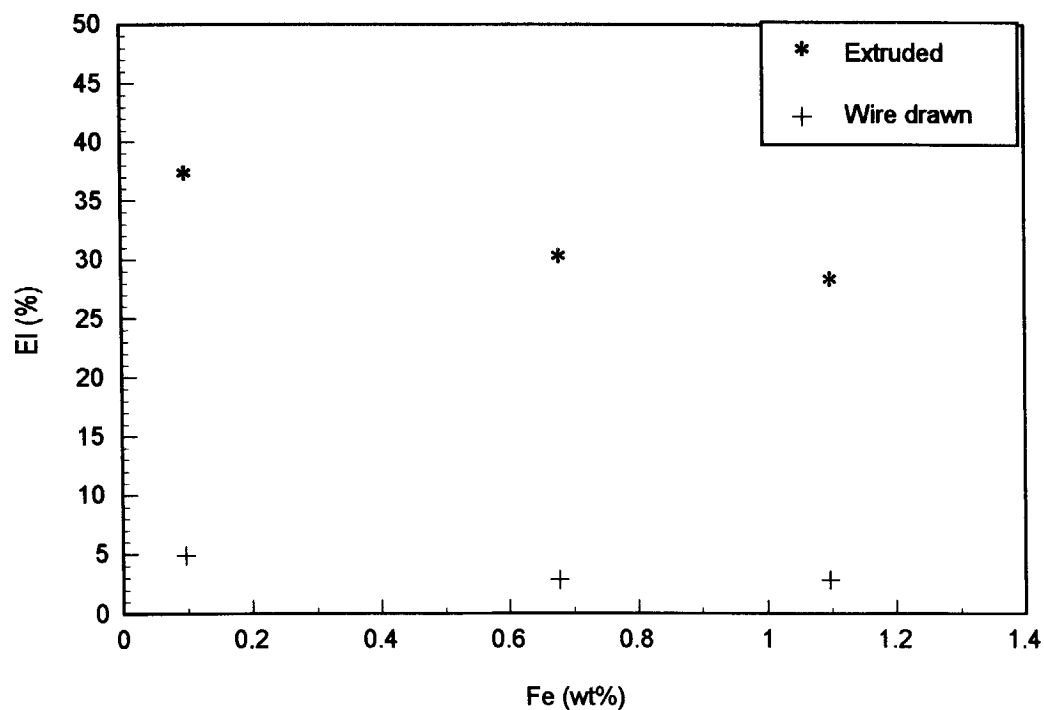
شکل ۴-۲۱- اثر آلیاژساز Al-5Ti-1B بر کاهش اندازه دانه



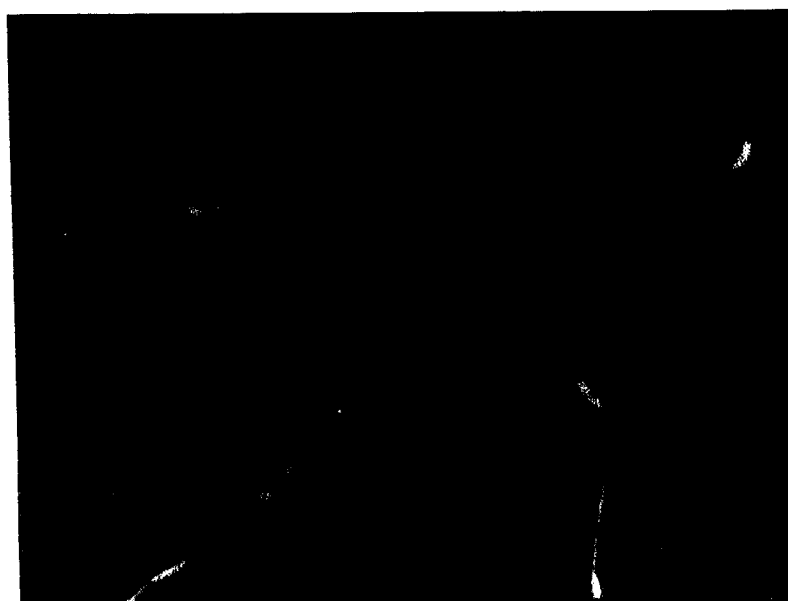
شکل ۴-۲۲- اثر آهن بر هدایت الکتریکی آلومینیوم



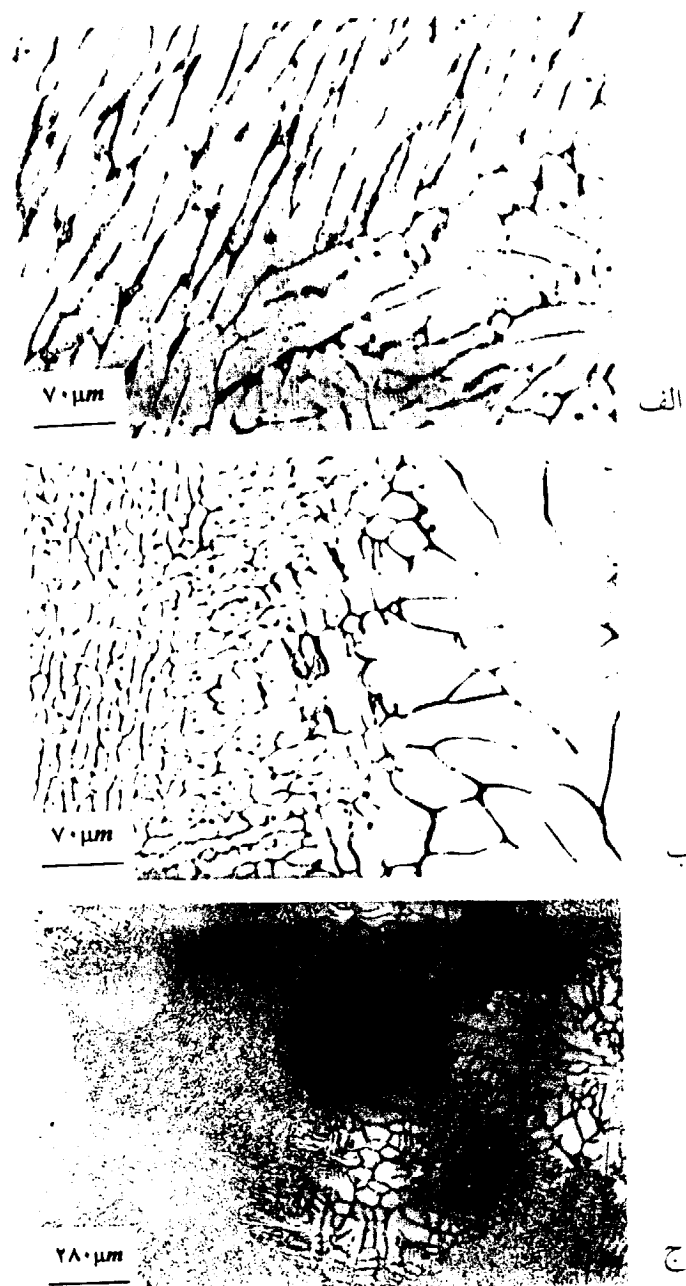
شکل ۴-۲۳-الف) اثر آهن بر استحکام کششی سیم اکستروود شده و سیم کشیده شده در دمای محیط



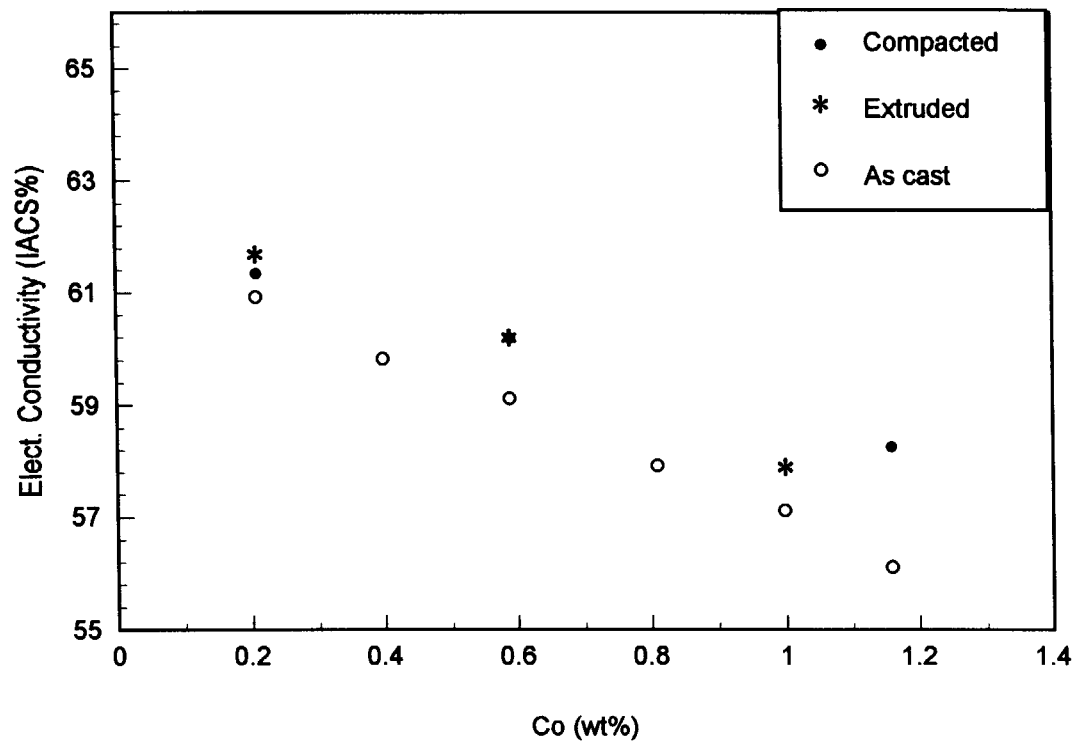
شکل ۴-۲۳-ب) اثر آهن بر افزایش طول نسبی سیم اکستروود شده و کشیده شده



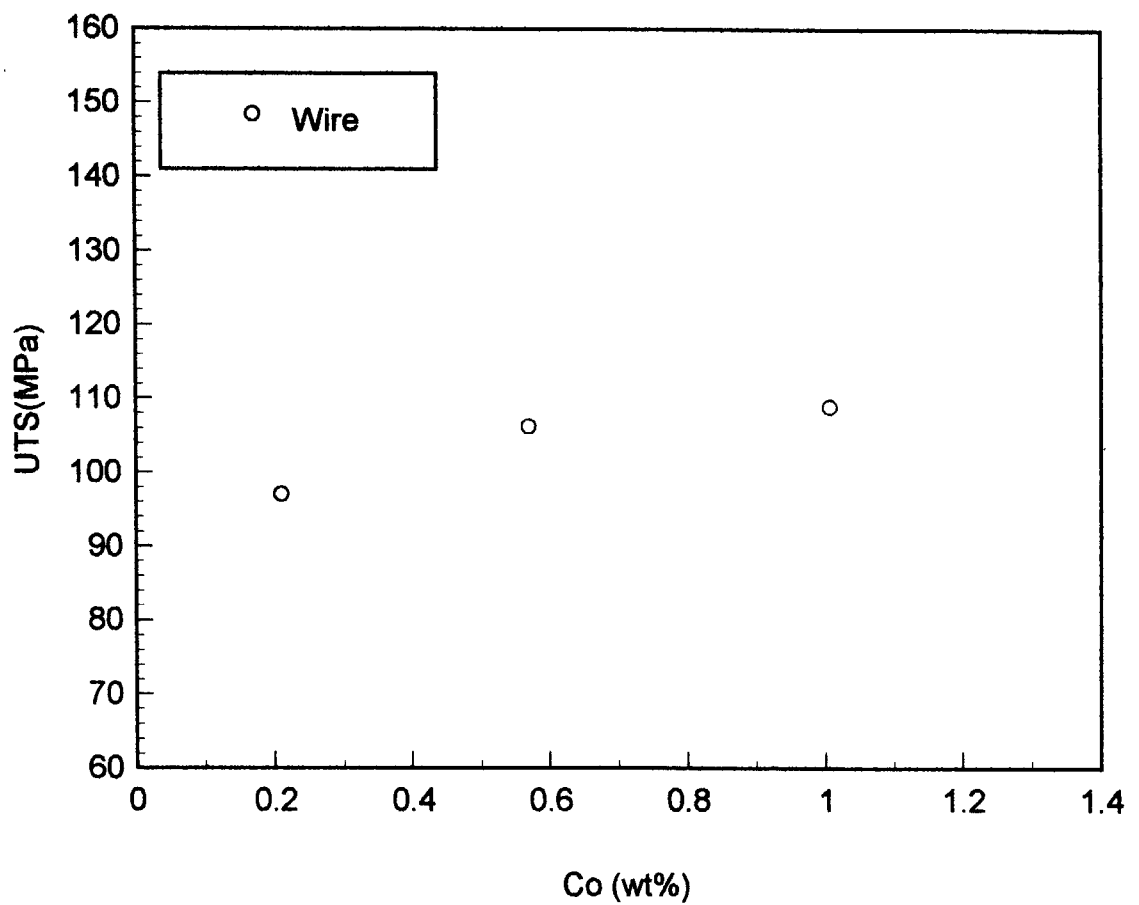
شکل ۴-۲۴- تصویر Back scattered مرزدانه‌های یونکتیک حاوی ۱ درصد آهن



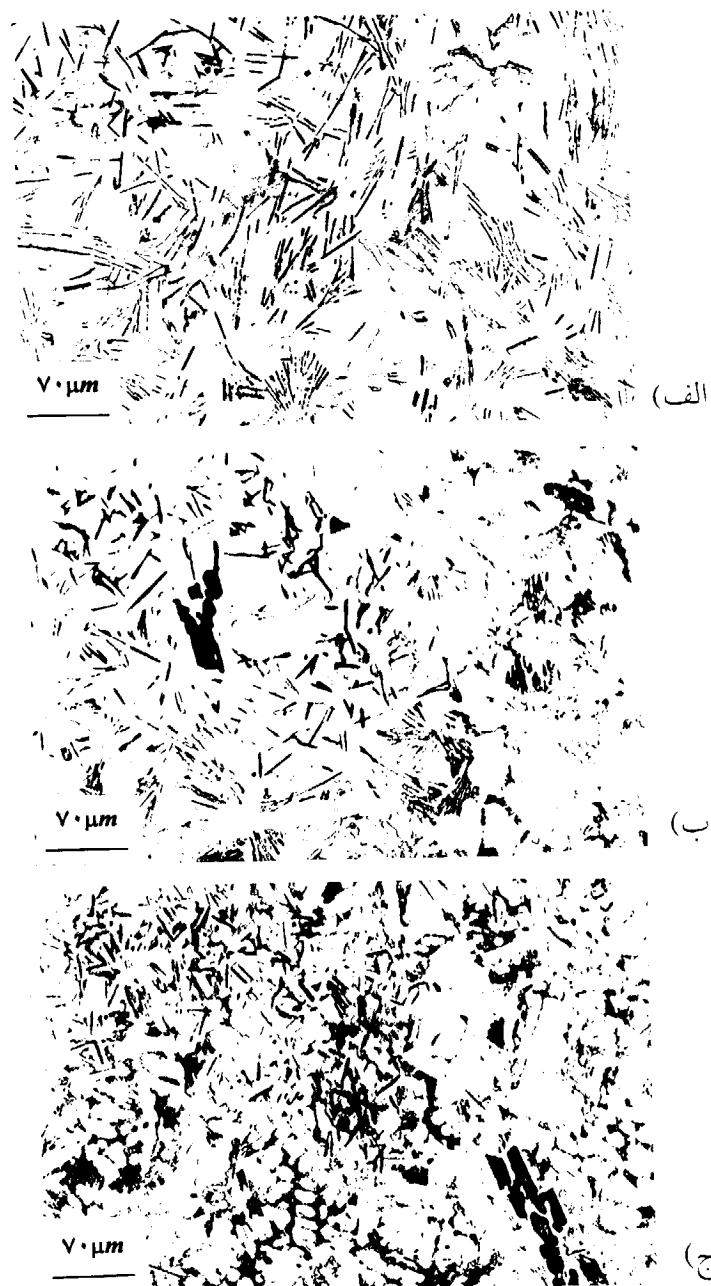
شکل ۴-۲۵- ریزساختار نمونه حاوی ۰/۶۵ درصد آهن در فواصل الف) ۳ میلی متر، ب) ۱۰ میلی متر از لبه و ج) مرکز نمونه به قطر ۳۰ میلی لیتر



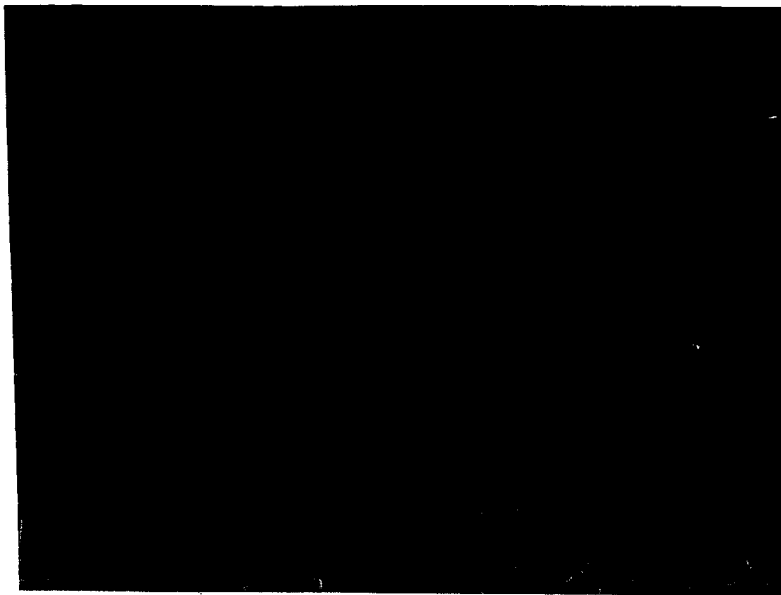
شکل ۴-۲۶- اثر کبالت بر هدایت الکتریکی آلومینیوم



شکل ۴-۲۷- اثر کبالت بر استحکام کششی نمونه‌های اکستروژنه شده در دمای محیط



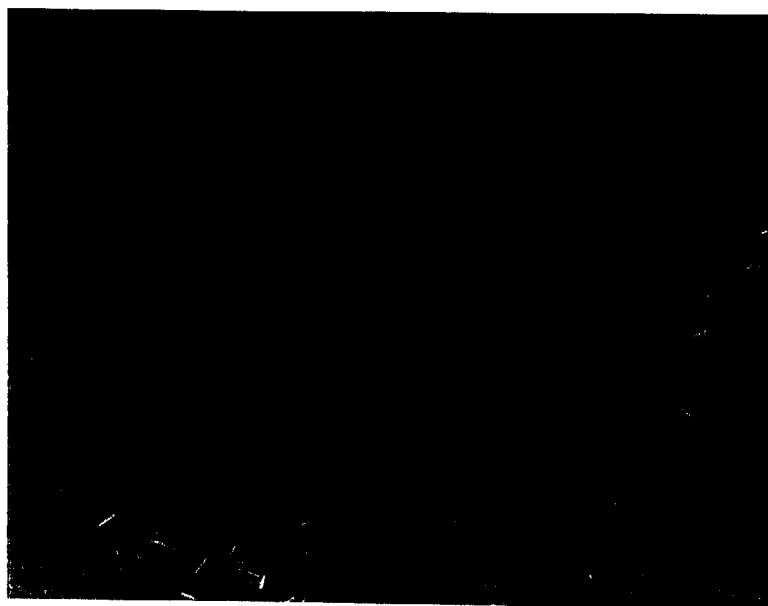
شکل ۴-۲۸- نمونه پس از ریختگی حاوی ۱ درصد کبالت در فواصل الف) ۵ میلی متر،
 ب) ۱۰ میلی متر، از لبه و ج) مرکز نمونه به قطر ۳۰ میلی لیتر



(الف)



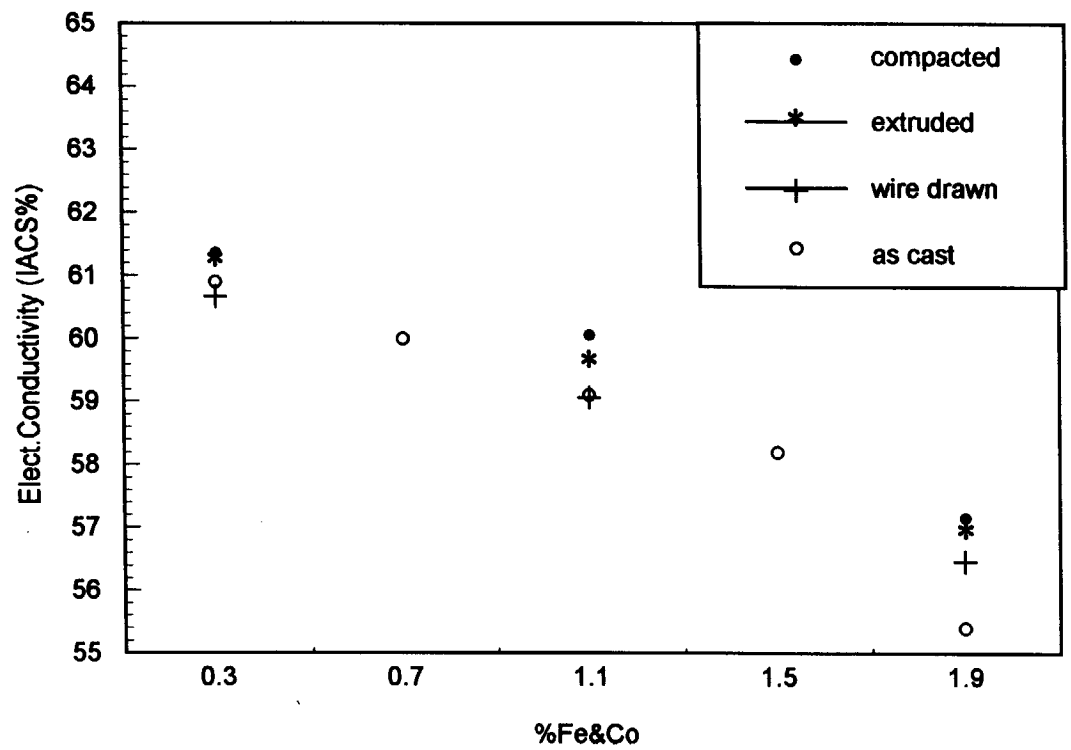
(ب)



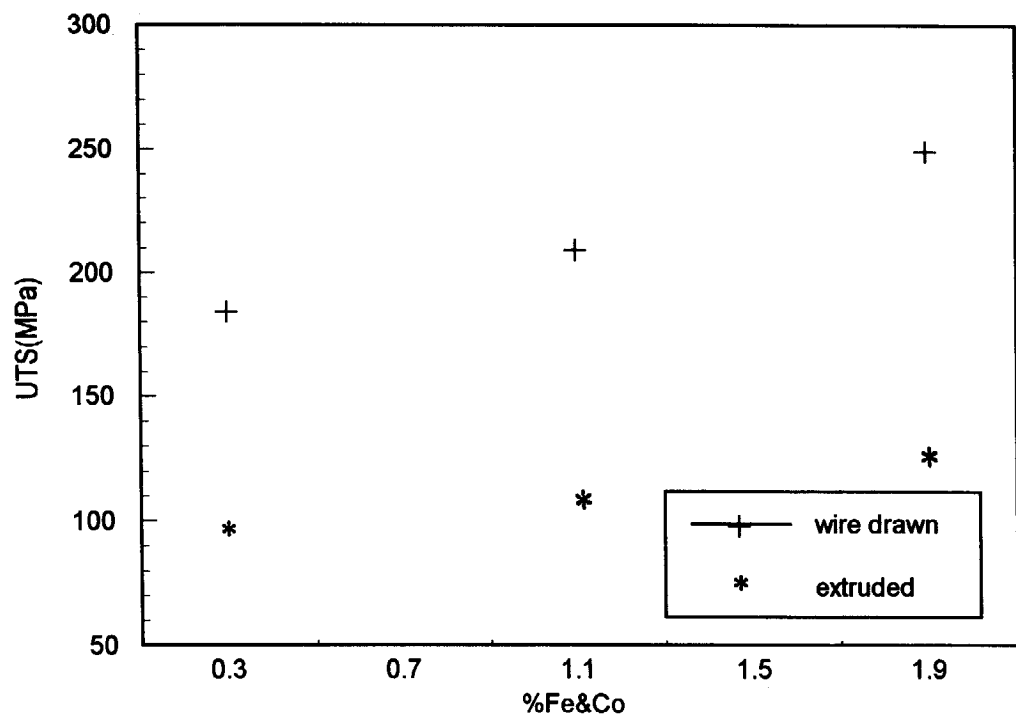
(ج)

شکل ۴-۲۹- تصویر Back scattered نمونه ریختگی حاوی ۱ درصد کبالت در فواصل

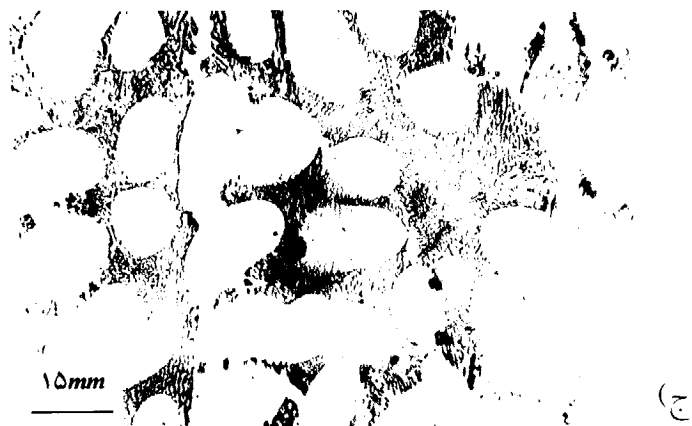
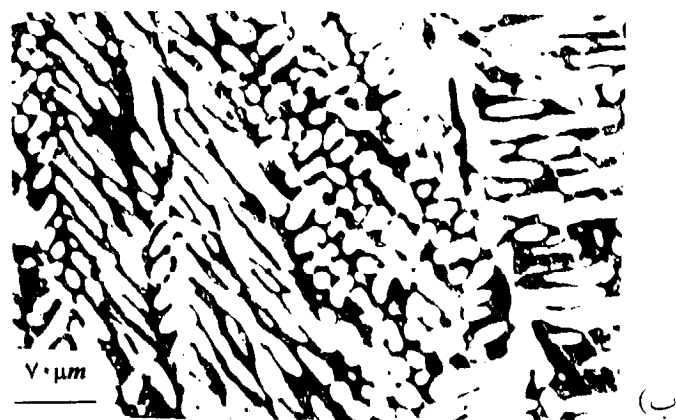
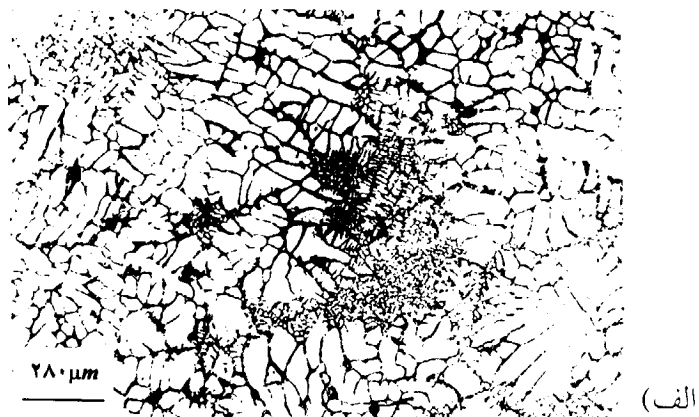
الف) ۱ میلی متر، ب) ۱۰ میلی متر، از لبه و ج) مرکز نمونه به قطر ۳۰ میلی لیتر



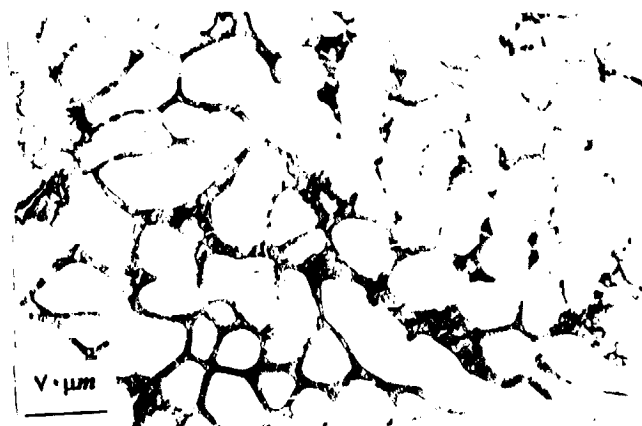
شکل ۴-۳۰- اثر آهن - کبالت بر خواص الکتریکی آلومینیوم



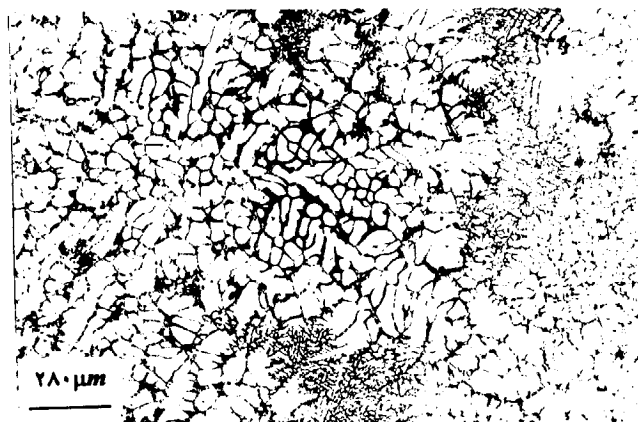
شکل ۴-۳۱- اثر آهن - کبالت بر استحکام کششی آلومینیوم در دمای محیط



شکل ۴-۳۲- تصاویر ریزساختار از نمونه حاوی ۰/۵ درصد آهن و ۰/۵ درصد کبالت به ترتیب در فواصل (الف) - ۳ میلی متر از لبه - (ب و ج) مرکز نمونه به قطر ۳۰ میلی متر



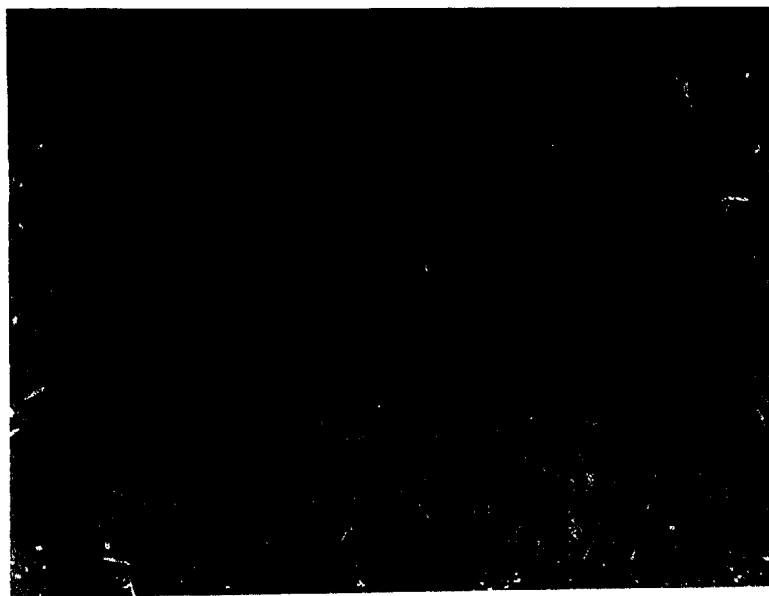
(الف)



(ب)

شکل ۴-۳۳- الف - ریزساختار نمونه حاوی ۰/۷ درصد آهن و ۰/۷ درصد کبالت (الف)

۵۰× و ۲۰۰× (ب)

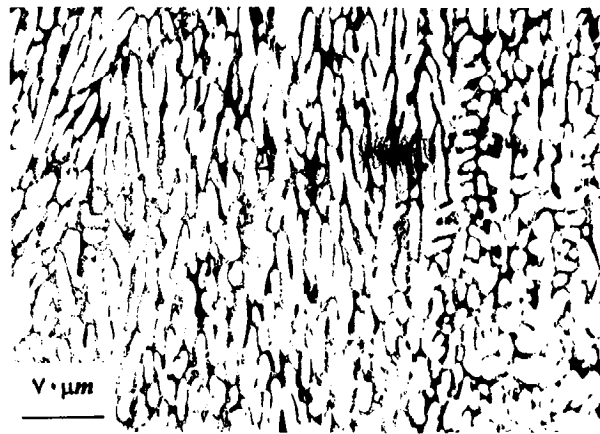


شکل ۴-۳۴- تصویر Back scattered از نمونه حاوی ۰/۹٪ کبالت و ۰/۹٪ آهن

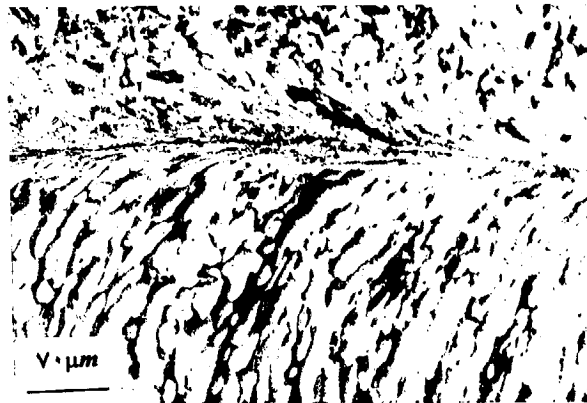


شکل ۴-۳۵- تصویر Back scattered از نمونه ریختگی حاوی ۱٪ کبالت و ۱٪ آهن و ۴

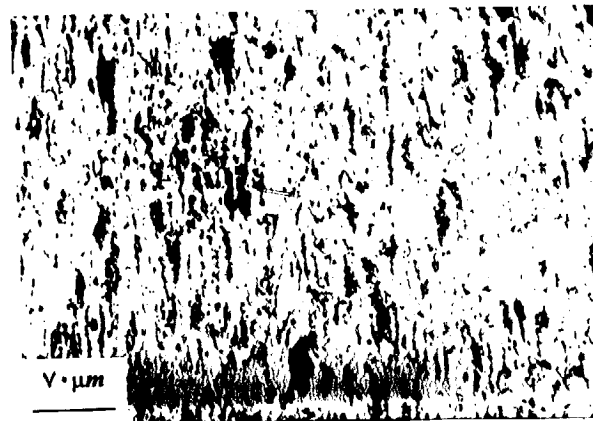
موضع آنالیز نقطه‌ای



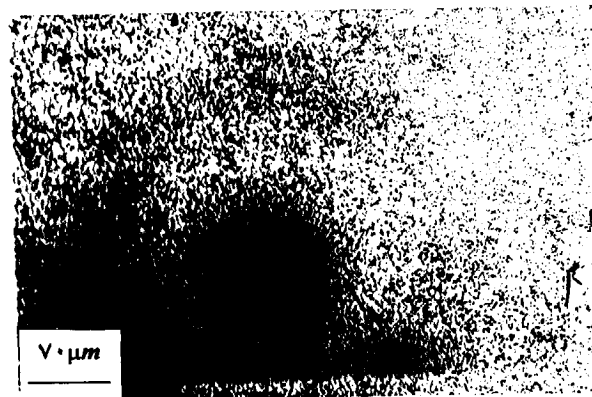
(الف)



(ب)



(ج)

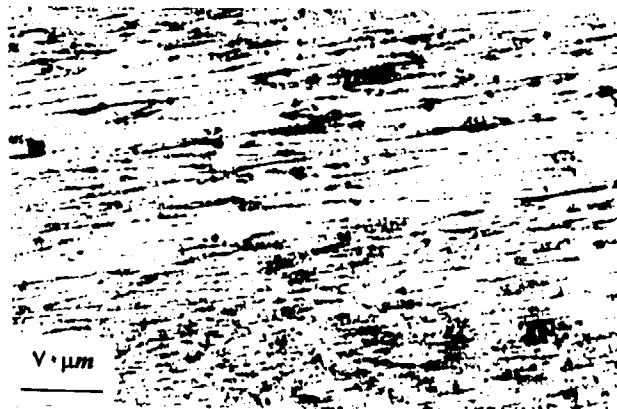


شکل ۴-۳۶- ریزساختار نمونه فشرده شده حاوی ۰/۵ درصد آهن و ۰/۵ درصد کبالت در فواصل (الف) - ۲ میلی متر از لبه، (ب) - ۴ میلی متر از لبه، (ج) - ۱۰ میلی متر از لبه

(د) - مرکز نمونه به قطر ۳۰ میلی متر

www.iran-mavad.com

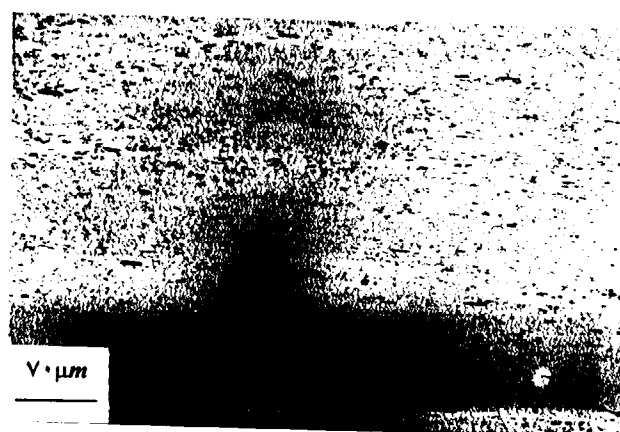
مرجع دانشجویان و مهندسين مواد



شکل ۴-۳۷- ریزساختار سیم پس از اکستروژن با ترکیب ۱/۱ درصد آهن

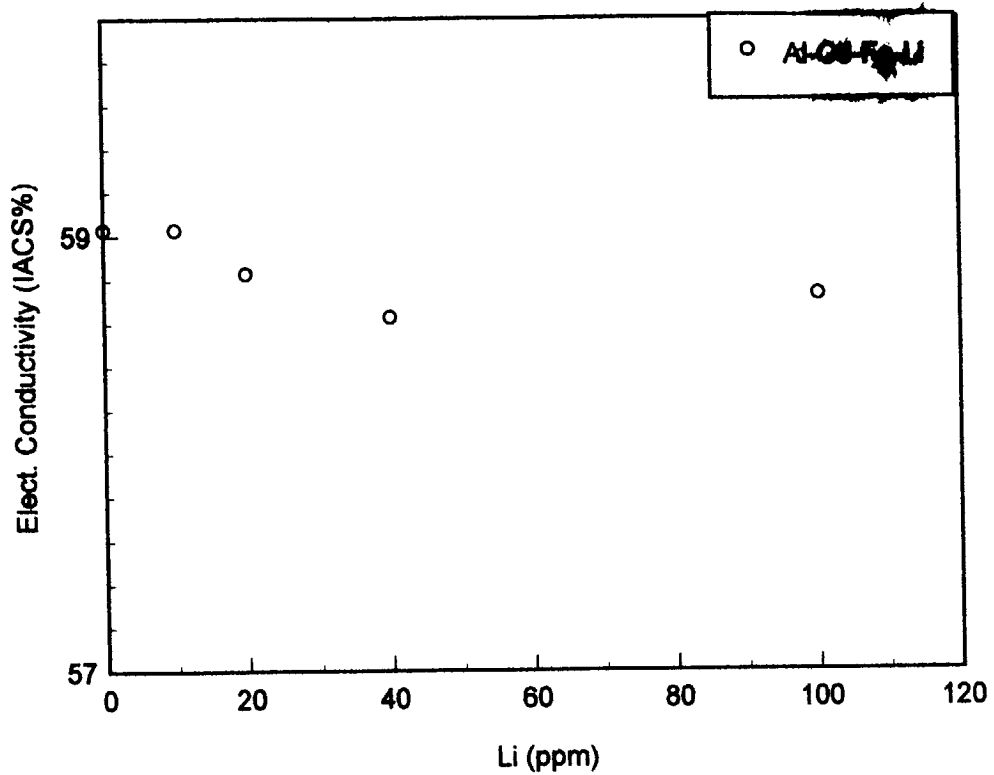


شکل ۴-۳۸- ریزساختار سیم پس از اکستروژن با ترکیب ۱ درصد کبالت

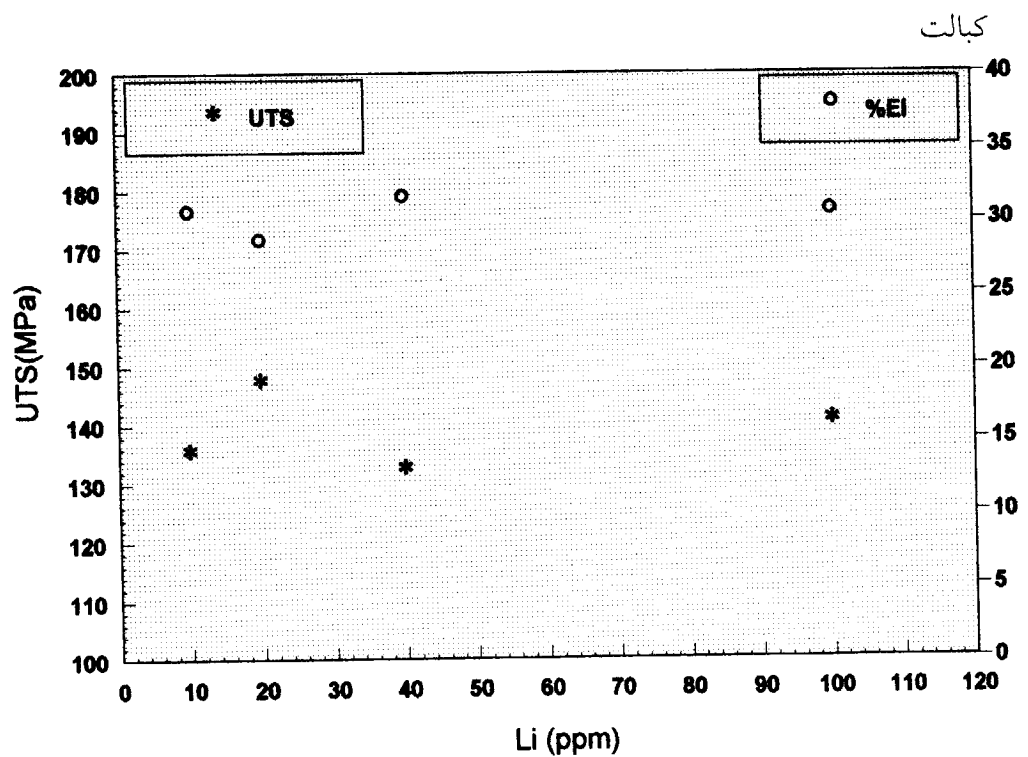


شکل ۴-۳۹- ریزساختار سیم پس از اکستروژن با ترکیب ۰/۸ درصد آهن و ۰/۸ درصد

کبالت



شکل ۴-۴- اثر لیتیم بر هدایت الکتریکی نمونه حاوی ۰/۵ درصد آهن - ۰/۵ درصد

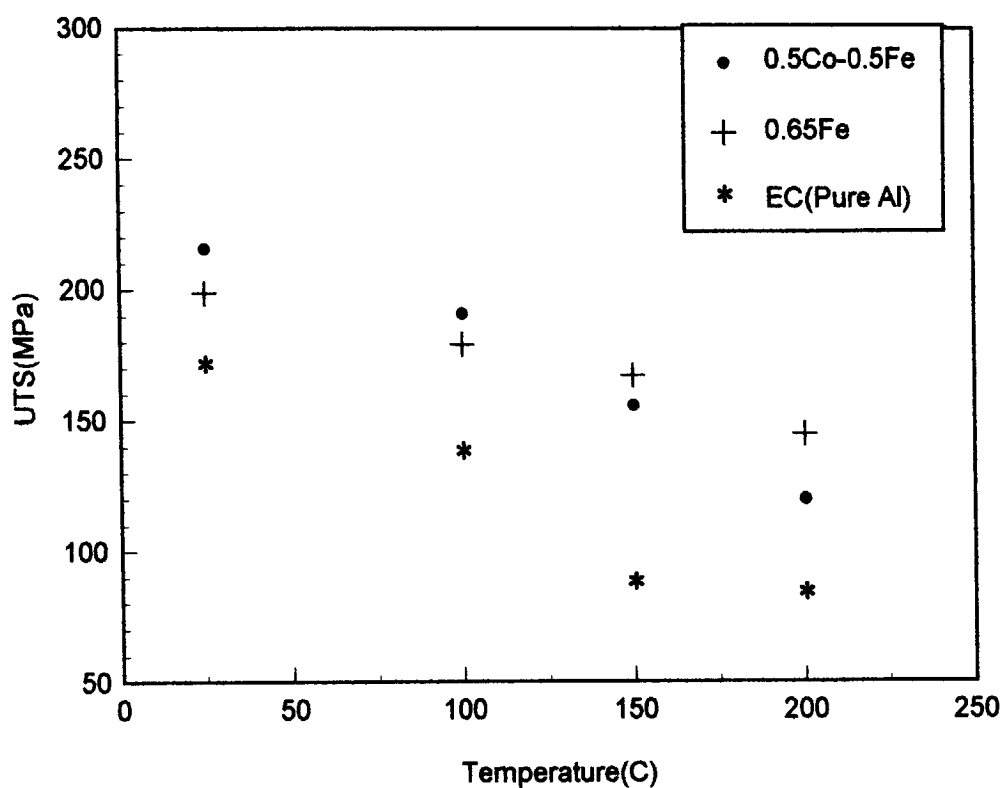


شکل ۴-۴-۱ اثر لیتیم بر استحکام کششی و افزایش طول نسبی نمونه اکستروود شده

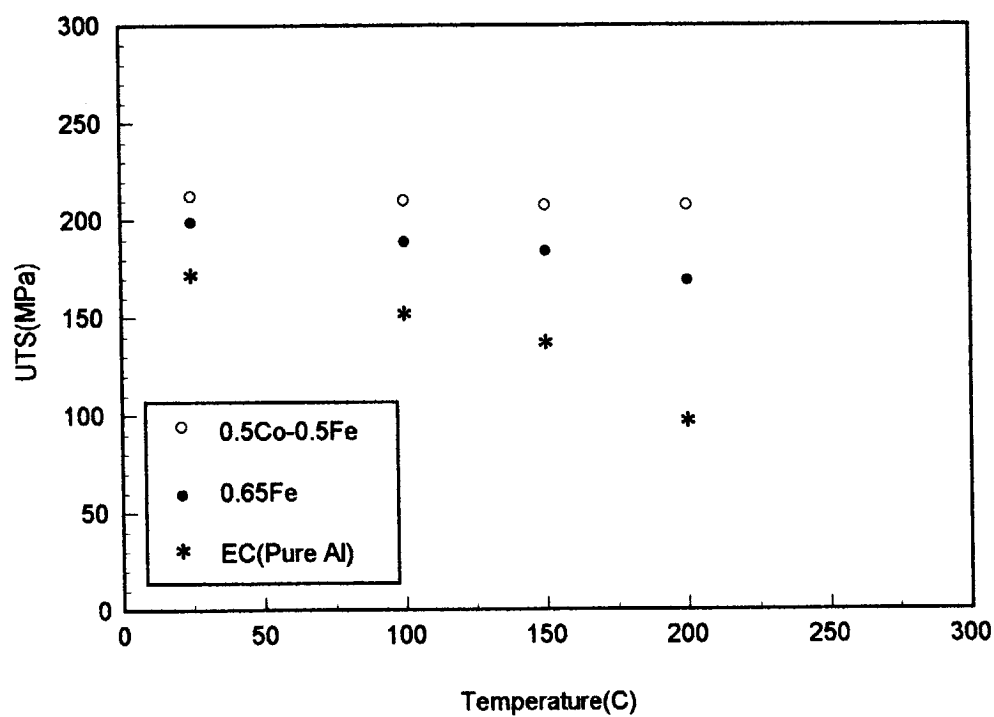
حاوی ۰/۵ درصد آهن - ۰/۵ درصد کبالت



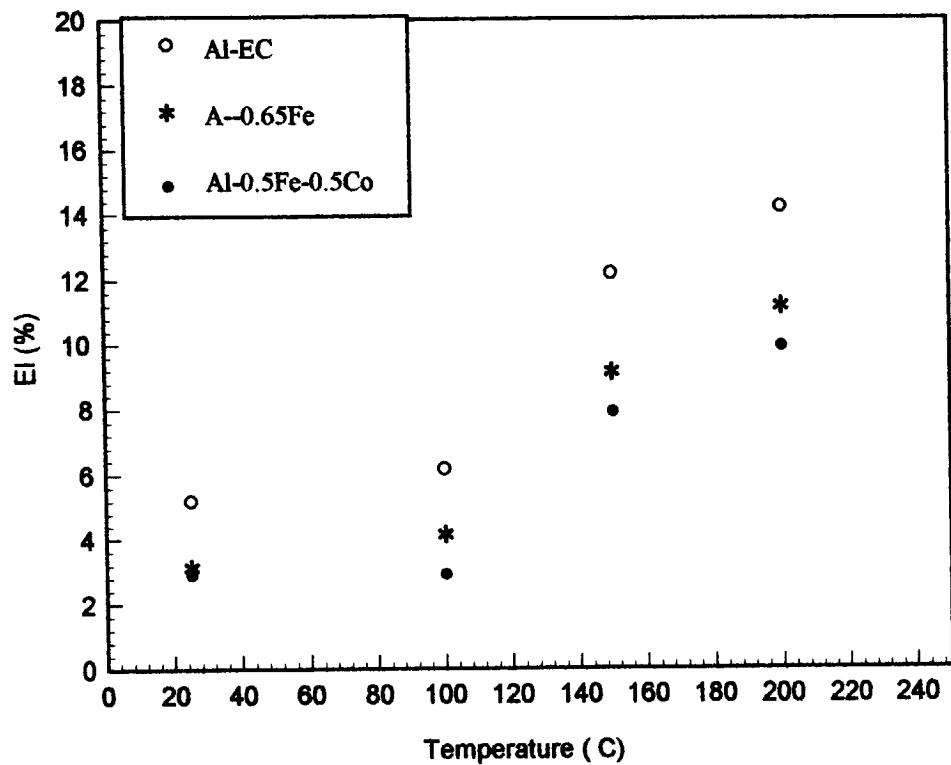
شکل ۴-۲۲- ریزساختار نمونه حاوی ۰/۰۱ درصد لیتیم و ۰/۵ درصد آهن و ۰/۵ درصد کبالت در فاصله ۳ میلی متر از لبه نمونه به قطر ۳۰ میلی متر



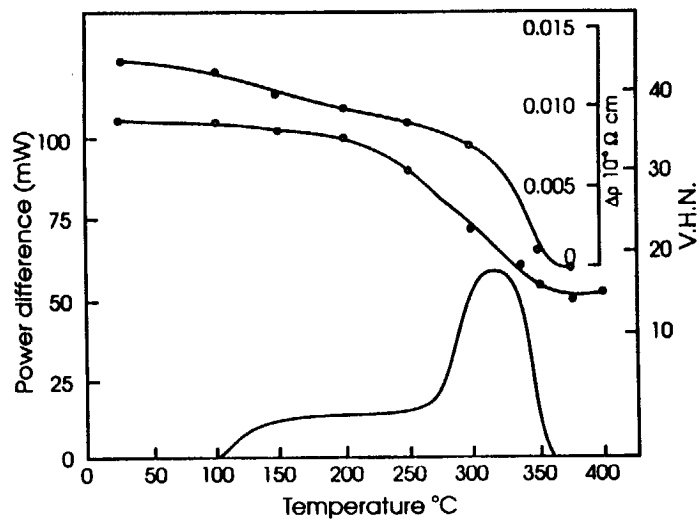
شکل ۴-۴۳- استحکام کششی نمونه‌های آلیاژی و EC کشیده شده در دمای بالا



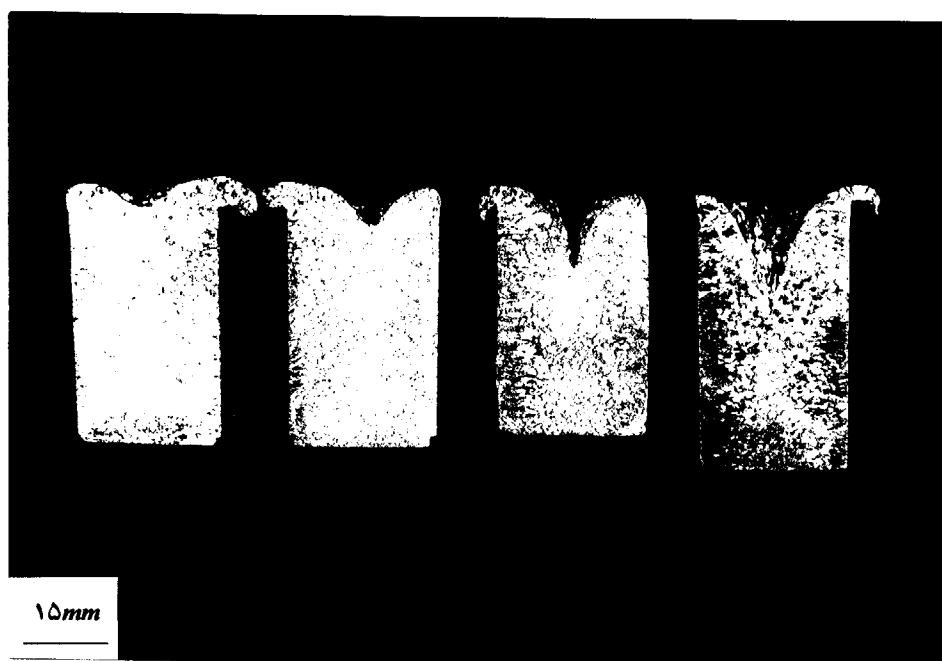
شکل ۴-۴۴- اثر دمای آنیل بر استحکام کششی نمونه‌های کشیده شده آلیاژی و EC



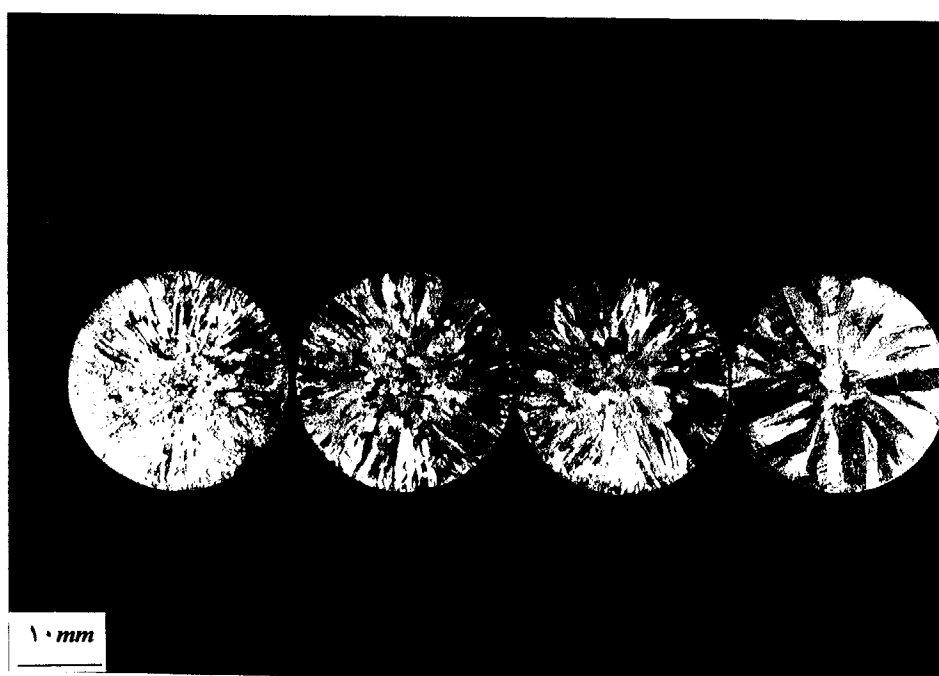
شکل ۴-۴۵- اثر دمای آنیل بر افزایش طول نسبی نمونه‌های کشیده شده آلیاژی و EC



شکل ۴-۴۶- اثر دمای بازیابی بر مقاومت الکتریکی آلومینیوم خالص [۳۴]



شکل ۴-۴۷- کاهش میزان انقباض خارجی ناشی از افزایش پوسته اکسیدی



شکل ۴-۴۸- اثر دمای بارریزی بر درشت ساختار پس از انجماد



شکل ۴-۴۹- درشت ساختار نمونه‌های EC در طی نورد

The Study of Casting Parameters and Alloying Elements on Electrical and Mechanical Properties of Pure Aluminium

By: *A. Goodarzi Zadeh*

Supervisor: *Dr. M. Emamy*

Field: *Material and Metallurgical Engineering*

Date: *July 25 1998*

Abstract of M. Sc. Thesis

The presence of oxide films in aluminium products, such as EC wires, is one of the major factors which influences both electrical and mechanical properties. In this study three different techniques were employed to introduce oxides in liquid aluminium. These techniques were stirring action, addition of returned materials (EC wires) and finally introducing oxide films applying different pouring heights.

The results showed that addition of oxide films besides encouraged porosity, reduced both electrical conductivity and tensile properties of aluminium products in different conditions (as cast, compacted and extruded). Improvement in the UTS results of the wires was negligible. It was also found that increasing pouring temperature has not a dramatic influence on electrical properties of pure aluminium.

The investigation carried out to study the effect of alloying elements on the electrical properties of Al. It was found that certain elements like Ti reduces electrical conductivity seriously but, the effect of boron addition to some extent on electrical conductivity was reverse. This is mainly due to the formation of borides which reduce certain elements like Ti and V from solid solution. Simultaneous addition of Ti and B, using Ti5B1 master alloying showed that grain refining is the main advantage of addition but the increase boundary density influences electrical conductivity slightly.

Finally, Fe and Co were added in small quantities (less than 1%) into the liquid Al. Although a very low reduction electrical conductivity was seen, interesting results obtained from enhanced ultimate tensile strength. So, a comparison was made between alloyed and pure Al specimens.