

ه بررسی رسوبات فازی در آلیاژ Al-30% Zn توسط میکروسکپ الکترونی (T.E.M)

محمد شاهمیری

دانشیار دانشکده مهندسی مواد و متالورژی - دانشگاه علم و صنعت ایران

(تاریخ دریافت ۷۹/۵/۱۶، تاریخ تصویب ۸۱/۱/۲۴)

چکیده

آلیاژهای سیستم دو تایی روی-آلومینیم به ویژه آلیاژهای غنی از روی یکی از جدیدترین مواد صنعتی خصوصاً در صنایع بوش و یاطاقان سازی می باشند. جایگاه صنعتی آنها باعث شده است تا پدیده های مختلف متالورژیکی در آنها به ویژه تحولات فازی در سالیان اخیر مورد بررسی و ارزیابی قرار گیرند. تمرکز توجه محققان به آلیاژهای مذکور باعث گردیده است که آلیاژهای غنی از آلومینیم از همان سیستم دو تایی خصوصاً تحولات فازی پیر سازی در آنها کمتر مورد توجه قرار گیرد.

در مقاله حاضر تشکیل و رشد فازهای رسوبی در آلیاژ پیرشده آلومینیم-روی (۳۰٪ وزنی) توسط میکروسکپ های الکترونی (T.E.M) و عبوری-رو بشی (S.T.E.M) و با استفاده از میدانهای دید روشن، تاریک و هم چنین الگوهای پراش مشاهده و مورد بررسی قرار گرفته است.

نتایج حاصل بیانگر تجزیه فاز فوق اشباع α' به فازهای α'_m و α''_m (پس از تشکیل مناطق G.P) توسط مکانیسم تجزیه فازی "سلولی" میباشد. این مکانیسم در مجاورت مرز دانه های فاز اشباع فعال می گردد. جهات رشد آنها [001] و [111] اند ازه گیری شده است. مکانیسم مذکور جزئی از تحول اسپینودال بوده و فاز α''_m با ساختمان

بلوری F.C.C (غنی از روی) در واقع دومین فاز انتقالی در مسیر تحولات فازی به سوی فاز پایدار η در این سیستم آلیاژی می باشد.

واژه های کلیدی: آلیاژ های غنی از روی، تحولات فازی، فاز های انتقالی، تحولات اسپینودال

مقدمه

آلیاژ های فوق اشاره نمود. گروهی از محققان تحول فازی منوتکتوئیدی را عامل تجزیه فاز فوق اشباع به فاز های α و m توسط تشکیل ذرات ناپیوسته دانسته اند و گروهی دیگر وقوع تحول اسپینودال در ساختارهای فوق اشباع غنی از آلومینیم را عامل ظهور فاز های انتقالی میدانند. به سخن دیگر، مراحل اولیه تجزیه فاز فوق اشباع پیرسازی شده که همان تشکیل و رشد مناطق فازی مناطق G.P و هم چنین ساختمانهای بلوری رسوبات فاز های غیر تعادلی α و m می باشد مورد بررسی قرار نگرفته است. یکی دیگر از معضلات کاربردی این گروه آلیاژی تغییر ابعاد هندسی قطعات ریختگی در هنگام سرویس دهی و افزایش دمای محیط کاری آنها تا 1000°C می باشد. لذا بررسی تحولات فازی آنها مانند رسوب سختی می

کاربردهای صنعتی آلیاژهای سیستم دوتایی روی-آلومینیم خصوصاً آلیاژهای غنی از روی (همراه با برخی عناصر آلیاژی دیگر) باعث شده است تا تحقیقات زیادی در مورد پدیده های متالورژیکی خصوصاً مکانیسم های تحولات فازی، تنوع فاز های رسوبی انتقالی در اثر فرایند پیر سازی از اوائل دهه ۶۰ میلادی تاکنون بر روی این گروه آلیاژی انجام شود [۱-۹]. این مهم باعث گردیده است تا آلیاژ های غنی از آلومینیم (خصوصاً با بیش از ۲۰٪ وزنی روی) از همان سیستم دوتایی کمتر مورد توجه قرار گیرند. نتایج حاصل از تحقیقات انجام شده نیز بسیار پراکنده بوده و در اکثر آنها دیدگاه های یکسانی نسبت به یک پدیده خاص متالورژیکی مشاهده نمی شود، [۹-۱۳] از جمله می توان به فرایند پیر سازی در

یکنواخت سازی ساختار

شمش نوردی توسط کوره الکتریکی، با گاز محافظ آرگون دردمای 400°C و به مدت ۴۸ ساعت، تحت عملیات حرارتی همگن سازی ساختار قرار گرفت. در انتهای این سیکل، شمش آلیاژی سریعاً از کوره خارج و در محیط آب نمک سریعاً سرد گردید.

عملیات پیرسازی

نمونه هایی از شمش مرحله (۲-۲) - (۱) درون یک کوره الکتریکی دردمای 400°C پس از ۸، ۹۰، ۱۴۴۰، ۱۵۶۰ و ۱۶۸۰ دقیقه از کوره خارج و سریعاً در محیط آب نمک وارد و سریعاً سرد گردیدند.

عملیات پیر سازی طبیعی

برخی از نمونه های مرحله (۲-۲) - (۱) دردمای محیط (20°C) و به میزان دو و سه ماه پیر سازی طبیعی شدند، تا تاثیر شرایط محیطی برریزساختار آنها مورد بررسی قرار گیرد..

تواند راهگشای رفع این معضل باشد. پژوهش حاضر در راستای بررسی مراحل اولیه تجزیه فاز فوق اشباع و پیرسازی شده در آلیاژ مورد بحث در درجه حرارت محیط و دمای 100°C در مدت زمانهای مختلف، توسط میکروسکپ های الکترونی انجام شده است.

روش های آزمایش

آلیاژ سازی

مواد اولیه با خلوص ۹۹/۹۹٪ درون بوته آلومینائی و به وسیله کوره القائی تحت پوشش گاز آرگون ذوب گردید و سپس مذاب آلیاژ آلومینیم-روی (۳۰٪ وزنی) درون یک قالب فولادی با حفره ای با ابعاد $200 \times 400 \times 400\text{mm}$ دردمای محیط ریخته گری شدند. شمش ریختگی دردمای $350 \pm 5^{\circ}\text{C}$ مورد گرم شد، (در چهار مرحله و هر مرحله ۵٪ کاهش ضخامت).

عملیات حرارتی

آنالیز شیمیایی

میکروسکوپ الکترونی روبشی (S.T.E.M) مجهز به تجهیزات اندازه گیری انرژی و طول موج (S E D. و SW.D) از نوع فیلیپس ۴۰۰ و دستگاه جذب اتمی، جهت آنالیز شیمیایی شمشهای آلیاژی مورد استفاده قرار گرفتند.

میکروسکوپ های الکترونی

میکروسکوپ های الکترونی از نوع عبوری (T.E.M) با ولتاژ ۱۰۰Kv و عبوری- روبشی (S.T.E.M) با ولتاژ ۴۰۰Kv جهت مطالعه و بررسی ریز ساختار ها، مورد استفاده قرار گرفتند. به منظور آماده سازی نمونه های میکروسکوپی مراحل ذیل انجام گردید:

الف - دیسک هائی از شمش های گوناگون، با ضخامت و قطر ۳mm توسط دستگاه (Spark-Erosion) بریده و سپس توسط روشهای مرسوم متالوگرافی تا ۰/۳mm کاهش ضخامت داده شدند.

ب - دستگاه صیقل^۱ با ولتاژ ۱۵ ولت و محلول ۲۰٪ اسید پرکلریک و ۸۰٪

اتانول در دمای C^o (-۲۰)، مورد استفاده قرار گرفت.

نتایج

آنالیز شیمیایی

درصد وزنی عناصر تشکیل دهنده شمش آلیاژی به مقدار ۰/۰۱٪ ± اندازه گیری شدند. جدایش میکروسکوپی در شمش آلیاژی پس از عملیات حرارتی همگن سازی ساختار به مقدار ۰/۱٪ ± در سطحی به مساحت ۲cm^۲ اندازه گیری گردید.

پیرسازی در دمای محیط

فازهای رسوبی با قطر میانگین ۱۲۰۰A^o در اثر پیر سازی در دمای محیط به مدت دو ماه در ساختار شمش همگن شده، مشاهده شده است. شکل (۱) میدان روشن^۲ از ساختار مذکور را نشان می دهد. الگوی پراش با محدود پراش [۱۱۲] و تصویر میدان تاریک^۳ از نقطه (۲۲۰) از الگوی پراش در شکل های (۲) و (۳) نمایان هستند. تغییرات ایجاد شده در وضوح تصویری^۴ به علت تشکیل ذرات رسوبی، به ویژه در فصل

مشترک با زمینه که اصطلاحاً وضوح میدان کرنشی^۵ نامیده می شود، بیانگر هم سیمایی آنها با فاز زمینه می باشد. افزایش زمان پیر سازی تا سه ماه در دمای محیط باعث رشد تک جهتی رسوبات فازی شده است. شکل (۴) میدان روشن و شکل (۵) میدان تاریک از همان شکل از نقطه (۲۲۰) از الگوی پراش شکل (۶) با محور پراش [۱۱۲] را نشان می دهد. رشد تک جهتی فازهای رسوبی با احتساب الگوی پراش شکل (۵)، به موازات جهت $\langle 110 \rangle$ به دست آمده است. میانگین فاصله ما بین ذرات رسوب فازی m که در اصل اولین فاز انتقالی می باشد (به صورت میله ای شکل) معادل 2000 \AA از اشکال موصوف محاسبه شده است. شایان ذکر است در الگوی پراش نقاط اضافی مشاهده می شوند که ماهیت وجودی آنها احتمالاً به علت پراش مضاعف در نمونه های دو فازی می باشد.

شکل ۱: ساختار میکروسکوپی از شمش پیر شده در دمای محیط به مدت ۲ ماه نشان دهنده ذرات رسوبی (میدان روشن).

شکل ۲: الگوی پراش از شکل ۱، محور پراش $\langle 112 \rangle$.

شکل ۴: ساختار میکروسکپی از شمش
پیرشده در دمای محیط به مدت سه ماه
نشان دهنده رشد فازهای رسوبی به
موازات جهت [۱۱۰]، در ساختاری با
محور
پراش <۱۱۲>. میدان روشن .

شکل ۳: ساختار میکروسکپی از
شکل ۱ میدان تاریک از نقطه
(۲۲۰) ازالگوی پراش شکل ۲.

شکل ۵: الگوی پراش از شکل ۴،
محور پراش <۱۱۲>.

پیر سازی در دمای 100°C

پیر سازی در دمای 100°C و به مدت ۸ دقیقه باعث تشکیل ذرات رسوبی از اولین فاز انتقالی ($\alpha''\text{m}$) با میانگین قطر و فاصله ای معادل 100A° و 200A° شده است، شکل (۷). از آنجائیکه طول موج فازی اسپینودال در آلیاژ های این سیستم دو تائی معادل 50A° گزارش شده است [۱۴]، ذرات فازی مشاهده شده در ساختار فاز زمینه طبعاً باید از نوع مناطق G.P وهم سیما با آن باشند. دومین فاز انتقالی ($\alpha'\text{m}$) پس از ۹۰ دقیقه در ساختار مورد بحث مشاهده شده است. شکل (۸) فاز $\alpha'\text{m}$ را به صورت کشیده نشان می دهد. از نکات قابل توجه در این شکل، رشد ذرات فازی توسط مکانیسم "رسوب گیری ناپیوسته" و یا سلولی می باشد. شکل (۹) الگوی پراش با محور پراش $\langle 110 \rangle$ از ساختار میدان روشن شکل

شکل ۶: ساختار میکروسکپی از شکل ۴ از نقطه (۲۲۰) از الگوی پراش شکل ۵. میدان تاریک.

C ۱۰۰° به مدت ۹۰ دقیقه، نشان دهنده

صفحات فازی میدان روشن.

شکل ۷: ساختار میکروسکپی از شمش

پیرشده در دمای C ۱۰۰° به مدت ۸

دقیقه، نشان دهنده ذرات فازی از اولین

فاز انتقالی α''_m میدان روشن.

شکل ۹: الگوی پراش از شکل ۸

، محور پراش <۱۱۰>.

شکل ۸: ساختار میکروسکپی از شمش

پیر شده در دمای

آشکار گردیده است. شکل (۱۰) و (۱۱-۱۳) و هم چنین (۱۴) و (۱۵) یک چنین سیر تکاملی در مناطق مختلفی از ساختارها را نشان می دهد. فازهای رسوبی به صورت صفحه ای شکل (ویا تیغه ای شکل) با جهت رشد [۱۱-۱] در ساختاری با محور [۲-۱۱] و عرض $15\mu\text{m}/0-1$ و در تصویر میدان روشن در شکل ۱۰ نیز به صورت صفحات فازی با وضوح متناوب تصویری (روشن و تاریک) قابل رویت

شکل ۱۰: ساختار میکروسکپی از شمش پیر شده در دمای 1000°C به مدت ۱۴۴۰ دقیقه، نشان دهنده مجزا شدن رسوبات غنی از روی به صورت صفحه ای میدان روشن.

(۸) می باشد. تلفیق نتایج حاصل از اشکال (۸) و (۹) نشان دهنده جهات رشد مختلف بلوری [۰۰۱] و [۱۱۱] در محور پراش $\langle 110 \rangle$ می باشد. سیر تکاملی تجزیه فازی ساختار اولیه α به مجموعه فازهای انتقالی α''_m و α'_m پس از ۱۴۴۰-۱۶۸۰ دقیقه پیر سازی در دمای 1000°C کاملاً

شکل ۱۱: ساختار میکروسکپی از
شمش پیر شده دردمای 100°C به
مدت ۱۴۴۰ دقیقه، نشان دهنده مجزا
شدن رسوبات فازی به صورت صفحه
ای و یا گلوله ای شکل میدان روشن.

شکل ۱۳: ساختار میکروسکپی از نقطه
(۱۱۱) از الگوی پراش شکل ۱۲. میدان
تاریک.

شکل ۱۲: الگوی پراش از شکل ۱۱،
محور پراش <۱۱۲>.

شکل ۱۵: ساختار میکروسکپی بزرگنمایی

شکل ۱۴ میدان روشن.

هستند^۶. مجموعه دو فازی پس از رشد به صورت جهت دار و در برخی مناطق با انحنای خاص به آهنگ رشد خود ادامه داده اند. شایان ذکر است که آهنگ رشد این مجموعه دو فازی در سیر تکاملی یکنواخت نبوده و در برخی مواقع مکانیسم رشد به صورت نوارهای کوچک (صفحه ای) و یا به شکل گلوله ای رشد کرده اند، اشکال (۱۴) و (۱۵). این پدیده در شکل (۶) و در مرزهای ما بین سه دانه نمایان است. در طرف راست

شکل ۱۴: ساختار میکروسکپی از شمش

پیرشده در دمای 100°C به

مدت ۱۶۸۰ دقیقه، نشان دهنده

مجزاشدن فازها به صورت صفحه ای

و یا گلوله ای شکل میدان روشن.

تصویر، نوارهای فاز α_m به صورت صفحه ای و کاملاً مستقل و مجزا از یکدیگر رشد کرده اند در حالیکه در طرف

شکل ۱۷: ساختار میکروسکپی از شمش پیرشده در دمای 100°C به مدت ۱۴۴۰ دقیقه. نشان دهنده ذرات گلوله ای شکل، میدان روشن.

شکل ۱۶: ساختار میکروسکپی از شمش پیرشده در دمای 100°C به مدت ۱۶۸۰ دقیقه، نشان دهنده مرزهای ما بین سه دانه و رشد فازی به صورت صفحه ای و یا گلوله ای شکل میدان روشن.

شکل ۱۹ : ساختار میکروسکپی از نقطه
(۱۱۲) از الگوی پراش شکل ۱۸. میدان
تاریک .

شکل ۱۸ : الگوی پراش از شکل ۱۷
بامحور پراش <۱۱۲>. واندیس آن.

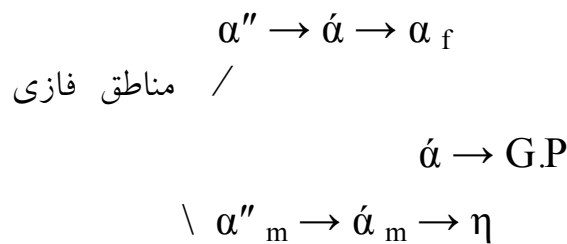
شکل ۲۰: طیف میکروسکپی
(E.D.A) از فاز زمینه شکل ۱۰،
میکروسکپ الکترونی (S.T.E.M).

شکل ۲۲: نمودار فازی آلومینیم - روی .

چپ همان تصویر رسوبات فازهای انتقالی
به صورت
گلوله ای شکل نمایان هستند. شکل

شکل ۲۱: طیف میکروسکپی (E.D.A) از
فاز رسوبی از شکل ۱۰، میکروسکپ
الکترونی (S.T.E.M).

G.P که در فاز زمینه تشکیل می شوند به همراه سایر فازهای انتقالی در واقع پلهای فازی هستند که جهت تبدیل فاز α به فازهای نهائی تعادلی وارد واکنش های فازی می شوند. مطالعاتی که بر روی مقاطع ایزوترمی و هم چنین تحولات فازی پیر سازی آلیاژ های مختلف غنی از روی - آلومینیم انجام شده است [۱۱ و ۱۶] بیانگر وقوع تحولات فازی به شرح ذیل می باشد:



پژوهشگران قبلی اعتقاد داشتند که تجزیه فازی توسط تشکیل ذرات رسوبی "ناپیوسته" در مراحل اولیه پیرسازی در آلیاژ های موصوف، به علت وقوع تحول فازی منوتکتوئیدی ($\alpha''_m + \alpha_m$) $\rightarrow \alpha$ بوده است [۱۵-۲۲] در حالیکه در مقاله حاضر و بر اساس مشاهدات میکروسکپی، اشکال (۱-۲۱) ذرات فازی با ساختمان بلوری F.C.C و هم چنین ذرات فازی α''_m به علت فعال شدن

های ۱۷ و ۱۹ و ۱۸ بیانگر این نکته مهم هستند که، فاز α_m در این ساختارها به موازات جهت [۱-۱۱] در صفحه (۱۱۲) از فاز زمینه رشد کرده است. به سخن دیگر اندیس الگوی پراش، نمایانگر ساختار F.C.C برای هر دو فاز زمینه و رسوبات فازی می باشد. به منظور تائید الگوی پراش شکل (۱۸) آنالیز شیمیائی فازهای زمینه و رسوبی (غنی از روی) از یک میکروسکپ الکترونی روبشی - عبوری (S.T.E.M) استفاده گردید. اشکال (۲۰) و (۲۱) نمایانگر طیف های فاز زمینه و رسوبی مورد بحث می باشند.

تحلیل و ارزیابی نتایج

نمودار فازی آلومینیم-روی [۱۵] در شکل (۲۲) نمایان است. آلیاژ های غنی از آلومینیم تعادلی فاز دمای بالای α در اثر کاهش دما تا درجه حرارت محیط، فقط از مرز فازی $\alpha / (\eta + \alpha)$ عبور می کند ولی در آلیاژ های سرد شده غیر تعادلی، فقط فاز مذکور حفظ می شود. تجربه نشان داده است که فازهای انتقالی مانند مناطق

س فرضیه های موجود (و یا فرمول Zener), [۱۷]:

$$R \Delta G = 2 \sigma v / S$$

v ، مدول حجمی که غالباً برای فاز زمینه و ذرات رسوبی یکسان فرض می شوند، R ، کسری از ΔG که جذب تنش فصل مشترک می شود و S ، فاصله بین لایه ای. فاصله بین فاز در شکل (۱۷) معادل $0.3 \mu m$ و تقریباً $3/7$ برابر بیشتر از مقدار $S = 0.8$ در شکل (۱۰) برای حالت صفحه ای (مجزا شدن)، اندازه گیری شده است، [۲۵-۲۸]. در نهایت از مشاهدات میکروسکوپی چنین استنتاج می گردد که مجزا شدن صفحه ای دومین فاز انتقالی، به علت تمرکز جهت دار اتمهای عنصر روی، در نوارهای (صفحه ها) مختلف با فاصله، کمتر گردید و تسلسل تحولات فازي در اثر پیرسازی به شرح ذیل انجام گرفته است:

$\alpha \rightarrow$ محلول

جامد فوق اشباع

$\eta \rightarrow \alpha_m \rightarrow \alpha''_m \rightarrow (G.P.)$ کروی \rightarrow

نتیجه گیری

مکانیسم تجزیه فازی سلولی در مجاورت مرزدانه های فوق اشباع و پس از تشکیل مناطق G.P ایجاد گردیده اند. این مکانیسم، جزئی از تحول اسپینودال محسوب می شود. شایان ذکر است که فاز غنی از روی با ساختمان بلوری F.C.C در اصل دومین فاز انتقالی در مسیر تحول فازی می باشد [۲۲، ۱۷-۲۵]. از نکات جالب توجه در ساختارهای میکروسکوپی، مجزا گردیدن و یا صفحه ای شدن مولفه های ساختاری، پس از ۱۴۴۰ دقیقه پیرسازی در دمای $100^\circ C$ می باشد. تمرکز اتمهای روی به صورت جهت دار در فازهای تشکیل شده که تدریجاً عامل افزایش اختلاف بین ثوابت بلوری ما بین فاز زمینه و فازهای انتقالی شده است. باعث گسترش میدان های کرنشی موضعی در مجاورت فصول مشترک می شود. در اثر گسترش میدانهای کرنشی ارتباط بلوری ما بین فازهای از میان رفته و افزایش انرژی آزاد فصل مشترک را باعث شده اند. مهاجرت فصول مشترک موضعی باعث مجزا شدن صفحه ای (و یا تیغه ای) فازی شده است. بر اسا

یا سلولی تشکیل گردیده است. جهات رشد آنها $\langle 110 \rangle$ و $\langle 111 \rangle$ در صفحه (۰۰۱) محاسبه شده اند.

۳- جدایش دومین فاز انتقالی α_m (F.C.C) به صورت صفحه ای (ویا تیغه ای) به علت تمرکز جهت دار اتمهای عنصر روی درون صفحاتی با فواصل بسیارکوچکتر از ابعاد اولیه انجام شده است.

۱- رسوبات فازی G.P در ساختار های مشاهده شده به موازات جهت [۱۱۰] و در صفحه (۱۱۲) فاز زمینه بودند و میانگین فاصله رشد کرده آن (به صورت تیغه ای) حدودا معادل 2000 \AA انداز گیری شده اند.

۲- پس از تکامل نسبی اولین فاز انتقالی α''_m رسوبات فازی توسط مکانیسم رسوب گیری ناپیوسته مرز دانه ای و

مراجع

- 1 - Jacob, M. H. (1972). *J. of Met. Sci.*, Vol. 6, No. 143.
- 2 - Ciach, R., Dukiet-Zawadaka, B. and Dutkiewicz, J. (1976). *Proc. 16 th. Int.Heat Treatment Conf. Stratford-Upon-Avon. T.M.S. 111.*
- 3 - Satyanarayana, K. G. and Ken-Ichi, M. (1977). *Trans. Japan. Ins. of Met.*, Vol.18, No. 403.
- 4 - Gervias, E., Kandeil, A. Y. and Levert, H. (1981). *11th Society of Die-Casting Eng. Conf.*, Cleveland OH. Paper G-T81-086.
- 5 - Marczak, R. J. and Ciach, R. (1983). *Proc. 1st. Euro Tribology Cong. London Inst. Mech. Eng.*, London, No. 233.
- 6 - Wendrock, G. et al. (1991). *Crys. Res. Tech.*, Vol. 26, No. 837.

-
- 7 - Todlin, V. A. et al. (1978). *Phy. Met. Metall.*, Vol. 45, No. 97.
 - 8 - Todlin, V. A. et al. (1975). *Ibid.*, Vol. 40, No. 1223.
 - 9 - Lecmbe-Beckers, J. and Terziev, J. (1994). *In Adv in Sci. Tech. and Applicationof Zn-Al Alloys*, Ed : Terres-Vallasna, Universidad National Autonoma de,Mexico, No. 101.
 - 10 - Lecmbe-Beckers, J. et al. (1993). *J. of Mat. Sci. Forum*, No. 667, PP. 126-128.
 - 11 - Terviza, J. (1991). *Acta. Met. Mat.*, Vol. 39, No. 2177.
 - 12 - Lecmbe-Beckers, J. (1989). *J. of Micro. Spect. Electro.*, Vol. 14, No. 85.
 - 13 - Modi, O. P. et al. (1992). *Mat. Sci. Eng.*, Vol. 122, No. 236.
 - 14 - So, H. (1995). *Wear*, Vol. 184, No. 161.
 - 15 - Turnbull, D. (1955). *Acta Met.*, Vol. 3, No. 55.
 - 16 - Guinier, A. (1959). *Solid-State-Physic, Academic Press*, Vol. 24.
 - 17 - Borelius, G. (1951). *J. of Metals*, Vol. 3, No. 477.
 - 18 - Wahi, R. P. and Anantharaman, T. R. (1971). *Trans. Ind. Inst. Meals.*, Vol. 24, No. 61, P. 87.
 - 19 - Terauchi, H., Sakamoto, Osamura, K. and Murakami, Y. (1975), *Trans. J. I. Meals*, Vol. 16, No. 379.
 - 20 - Simerska, M. and Syneck, Y. (1967). *Acta. Met.*, Vol. 15, No. 233.
 - 21 - Wahi, R. P. and Anantharaman, T. R. (1996). *Curr. Sci.*, Vol. 38, No. 1.
 - 22 - Strongin, B. G. (1967). *Phys. Met. Mettog.*, Vol. 23, No. 55.
-

-
- 23 - Llarsson, L. E. (1967). *Acta. Met.*, Vol. 55, No. 33.
- 24 - Merz, W. and Gerald, V. (1966). *Z, Metallk*, Vol. 57No . 697 and 669.
- 25 - Kiritiani, M. and Weissmann. (1971). *J. Appl. Phyc.*, Vol. 42, No. 2603.
- 26 - Kleschev, G. V. et al. (1998). *Phys. Met. Metallog.*, Vol. 126, No. 2603.
- 27 - Anantharaman, A. S. (1996). *Scripta. Met. Mat.*, Vol. 3, No. 890.
- 28 - Jacobs, H. (1998). *Mater. Sci.*, Vol. 46, No. 143.

واژه های انگلیسی به ترتیب استفاده در متن

- 1 - Jet-Polisher
 - 2 - Field Image Bright
 - 3 - Dark Field Image
 - 4 – Contrast
 - 5 - Strain Field Contrast
 - 6 - Segmentations
-