

# بررسی تأثیر عملیات حرارتی بر ریز ساختار سوپر آلیاژ AEREX350

حسن غیائی ۱ - سیروس عسگری ۲

۱- عضو هیأت علمی گروه پژوهشی مهندسی مواد - پژوهشکده توسعه تکنولوژی

۲- استادیار دانشکده مهندسی و علم مواد - دانشگاه صنعتی شریف

## چکیده

آلیاژ AEREX 350 یکی از سوپر آلیاژهای جدید است که اخیراً به منظور استفاده در توربینهای هوایی بصورت قطعات ریختگی و یا فورج جهت کاربردهایی نظیر پره (Blade)، تیغه (Vane) و دیسک ابداع شده است. اطلاع دقیق از تغییرات ساختار میکروسکوپی مرحله بسیار مهمی در بهینه سازی خواص این آلیاژ جهت کاربرد در دماهای بالاست. لذا در این تحقیق تأثیر عملیات حرارتی بر ریز ساختار این آلیاژ مطالعه شده است. به این منظور نمونه‌هایی از سوپر آلیاژ AEREX 350 در دو حالت کار سرد شده و حل سازی شده بررسی گردید. کلیه نمونه‌ها تحت آزمایش سختی سنجی قرار گرفته و تغییرات ریز ساختاری در نمونه‌های منتخب توسط میکروسکوپ نوری، SEM و TEM مورد مطالعه قرار گرفت.

نتایج بدست آمده نشان می‌دهد که فرآیند غالب در استحکام بخشی به آلیاژ AEREX350 در محدوده  $660-960^{\circ}\text{C}$  فرآیند رسوب گذاری فاز  $\gamma$  با شبکه کربستالی  $L1_2$  می‌باشد. در دماهای بالاتر، فازی با مورفولوژی مشابه با فاز  $\eta$  به دو صورت مرزدانه‌ای و درون دانه‌ای تشکیل می‌شود. تشکیل این فاز در اغلب موارد با کاهش سختی همراه است. از طرفی دانسیته  $\eta$  در نمونه‌های کار سرد شده به مراتب بیشتر از نمونه‌های حل سازی شده است.

واژه‌های کلیدی: سوپر آلیاژ AEREX 350، پیر سختی، پایداری فازی، فاز  $\gamma$

## EFFECT OF HEAT TREATMENT ON MICROSTRUCTURE OF SUPERALLOY AEREX 350

H. Ghiassi1

S. Asgari2

1. Institute For Technology Development Research
2. Dept. of Engineering and Materials Science, Sharif University of Technology

### Abstract

AEREX 350 alloy is a Ni-base superalloy recently commercialized for application in aero engine industry. A number of physical properties of this alloy have been investigated to some extent but there has been no detailed study on the structural changes associated with high temperature exposure of the alloy. A clear understanding of such microstructural changes is important step in optimizing the properties of the alloy. In this research, the effect of heat treatment on the microstructure of AEREX 350 has been investigated using optical microscopy, SEM and TEM techniques. Results of this investigation show that in the temperature range of  $660-960^{\circ}\text{C}$  the major strengthening phase is  $\gamma$  with  $L1_2$  structure. At high temperatures a new phase similar to  $\eta$  phase forms both at grain boundaries and grain interior. The latter occurs with a widmanstatten morphology while the former happens as blocky precipitates. Also at the same aging temperatures the density of  $\eta$  phase formed in deformed samples was found to be higher compared to that for the solution treated material.

**Keyword :** Superalloy AEREX 350, Age Hardening, Phase Stabilization,  $\gamma$  Phase

سوپر آلیاژها، آلیاژهای مقاوم به حرارت با استحکام بالا هستند که عمدتاً محدوده وسیعی از ترکیبات شیمیایی، ساختارهای میکروسکوپی و خواص مکانیکی را در بر می‌گیرند. کاربرد عمده آنها در قطعات نظیر توربین هواپیما و توربینهای زمینی است که در دماهای بالا کار می‌کنند [۱].

استحکام بخشی در آلیاژهای پایه کبالت عمدتاً از طریق تشکیل محلول جامد و رسوب کاربیدها، در آلیاژهای پایه نیکل از طریق رسوب فاز  $\gamma$  و تشکیل محلول جامد و در آلیاژهای پایه آهن - نیکل بواسطه رسوب فازهای  $\gamma$  و  $\gamma'$  کاربیدها، نیتريد ها و یا کربونیتريد ها و نیز تشکیل محلول جامد صورت می‌پذیرد. در آلیاژهای پایه نیکل - کبالت، بسته به غلبه نیکل یا کبالت در آلیاژ ممکن است استحکام بخشی به آلیاژ از طرق متفاوتی صورت پذیرد [۲]. از جمله آلیاژهای نیکل - کبالت، سوپر آلیاژهای سری MP هستند. این آلیاژها کار پذیر بوده و دارای انرژی نقص چیدن پایین، سرعت کرنش سختی بالا در دمای اتاق و مقاومت به خوردگی و اکسیداسیون در دمای بالا می‌باشند. استحکام بخشی به این آلیاژها عمدتاً با ترکیبی از کار سرد و رسوب سختی صورت می‌پذیرد. پدیده جالب توجهی که در این آلیاژها واقع می‌شود پدیده سخت شدن ثانویه است که در اثر عملیات حرارتی آلیاژ تغییر شکل یافته با پیدایش یک فاز HCP در زمینه FCC بروز می‌نماید.

آلیاژهای MP که شامل MP35N، MP159، MP210 و AEREX 350 می‌باشند در صنایع هوایی و پتروشیمی و عمدتاً در تولید بستها بکار می‌روند [۳ و ۴].

آلیاژ AEREX 350 که مورد بحث در این مقاله می‌باشد دارای ترکیب شیمیایی مندرج در جدول (۱) است:

جدول (۱) ترکیب شیمیایی آلیاژ AEREX 350 [۵]

عنصر	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	(Nb+Ta+W)	C
درصد وزنی	44.5	17	2.5	3	2.2	1	7.2	0.02

این آلیاژ علاوه بر دارا بودن خواص آلیاژهای MP دارای قابلیت فورج پذیری بسیار خوبی نیز می‌باشد. استحکام بخشی به این آلیاژ از طریق رسوب فاز  $\gamma$  و انجام کار سرد صورت می‌پذیرد [۵]. هر چند اخیراً اطلاعاتی در مورد رفتار کرنش سختی این آلیاژ منتشر شده است [۶] اما در مورد محدوده پایداری فازهای استحکام بخش و نیز تاثیر عملیات حرارتی بر ریز ساختار این آلیاژ تاکنون تحقیقات منسجمی اجرا نشده است. هدف اصلی در این مقاله ارائه نتایج بدست آمده از تحقیق انجام شده در زمینه تأثیر عملیات حرارتی بر ریز ساختار سوپر آلیاژ AEREX 350 می‌باشد.

### روش تحقیق

میلگردهای اولیه به قطر ۱۹ میلیمتر پس از یک فرآیند کار گرم تولید شده است. میلگردهای مزبور سپس عملیات حرارتی حل سازی شده و نهایتاً تا قطر ۱۴ میلیمتر کار سرد شده‌اند. تمامی مراحل مزبور توسط شرکت SPS Technologies انجام گرفته است. نمونه‌های دیسکی شکلی از میلگردهای مزبور تهیه شد. سپس هر دیسک به چهار قسمت یکسان برش خورد. هر قسمت که قطعی از دایره دیسک بود بعنوان یک نمونه، تحت آزمایشهای متالوگرافی و سختی سنجی قرار گرفت. نمونه‌ها در دو گروه، تحت عملیات پیرسازی قرار گرفت. نمونه‌های گروه اول مستقیماً در دماها و زمانهای مختلف پیرسازی شد. در گروه دوم نمونه‌ها، ابتدا به مدت ۱/۵ ساعت در دمای  $1150^{\circ}\text{C}$  و در کوره حاوی گاز خنثی تحت عملیات حل سازی قرار گرفت. سپس در دماها و زمانهای مختلف پیرسازی شد.

پیرسازی در دماهای ۶۶۰، ۶۸۰، ۷۰۰، ۷۳۲، ۷۶۰، ۸۲۰، ۸۸۰، ۹۶۰، ۹۸۰، ۹۹۰، ۱۰۰۰، ۱۰۵۰، ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد و زمانهای پنج دقیقه تا هفت ساعت انجام پذیرفت. قابل ذکر است که عملیات حرارتی تجاری در دمای  $732^{\circ}\text{C}$  انجام می‌شود و محدوده حرارتی آزمایش شده در این تحقیق به منظور بررسی فرآیندهای پیرسازی و حل سازی و تأثیر آنها بر ریز ساختار، انتخاب گردیده است.

سختی سنجی نمونه‌ها به روش ویکرز و با نیروی ۳۰ Kgf صورت گرفت. جهت مطالعه ساختار میکروسکوپی نمونه‌های آزمایشی، میکروسکوپیهای نوری (SEM JEOL JA 840) و TEM (Philips 4001) بکار گرفته شد.

## نتایج و بحث

نتایج بدست آمده در این تحقیق جنبه‌های جالب توجهی از رفتار رسوب سختی سوپر آلیاژ AEREX 350 را آشکار می‌سازد. اشکال (۱) تا (۶) تغییرات سختی با زمان پیرسازی برای نمونه‌های کار شده و نیز نمونه‌های حل سازی شده در دماهای مختلف پیرسازی را نشان می‌دهد. با توجه به اشکال (۱) تا (۵) ملاحظه می‌شود که در یک دمای پیرسازی معین ( $880^{\circ}\text{C}$ ) با افزایش زمان پیرسازی، سختی نمونه‌ها ابتدا افزایش یافته و پس از رسیدن به یک مقدار حداکثر کاهش می‌یابد. این نحوه تغییرات سختی، مشخصه اغلب فرآیندهای رسوب گذاری است. با افزایش زمان در یک دمای پیرسازی معین، به دلیل افزایش کسر حجمی رسوب ابتدا سختی افزایش می‌یابد و با رشد ابعادی رسوبات، پس از یک زمان معین سختی به تدریج کاهش می‌یابد. با افزایش دمای پیرسازی قله سختی به سمت سختیهای کمتر و زمانهای کوتاهتر منتقل می‌شود [۷ و ۸]. این پدیده در دماهای بالاتر به وضوح قابل مشاهده است.

همانگونه که در شکل (۳) ملاحظه می‌شود، در دمای  $960^{\circ}\text{C}$  قله سختی برای نمونه‌های کار شده با پنج دقیقه پیرسازی، در  $504$  ویکرز و برای نمونه‌های حل سازی شده با  $30$  دقیقه پیرسازی، در  $367$  ویکرز قرار گرفته است. در این دما علاوه بر رشد فاز  $\gamma$  احتمال استحاله آن به فاز  $\eta$  نیز وجود دارد. استحاله  $\gamma$  به  $\eta$  در سوپر آلیاژهای پایه نیکل قبلاً در کتاب تألیف شده توسط آقای Sims بیان شده است [۲]. همچنین در شکل (۷) ملاحظه می‌شود که منطقه اطراف فاز  $\eta$  از  $\gamma$  تخلیه شده است. این رفتار در توافق کامل با استحاله  $\gamma$  به  $\eta$  قرار دارد. این رفتار در اشکال (۱) تا (۵) نیز به خوبی قابل مشاهده می‌باشد. مقایسه اشکال (۱) و (۲) مربوط به نمونه‌های کار شده و نمونه‌های حل سازی شده نشان می‌دهد که در دماهای پایین تر از  $880^{\circ}\text{C}$  افزایش سختی در نمونه‌های کار شده به مراتب بیش از نمونه‌های حل سازی شده در دما و زمان پیرسازی مشابه است. این اختلاف را می‌توان با توجه به تأثیر کار سرد بر کاهش انرژی تحریک لازم برای وقوع فرآیند رسوب گذاری توجیه نمود. با توجه به شکل (۱) در دماهای  $660$  تا  $820$  درجه سانتیگراد حتی پس از پنج ساعت عملیات پیرسازی هیچ گونه کاهشی در سختی مشاهده نمی‌شود. این رفتار مزیت مهمی برای آلیاژ محسوب می‌گردد. زیرا محتمل است که آلیاژ را در این دماها بتوان به مدت طولانی بدون کاهش استحکام بکار گرفت. در دمای  $880$  درجه سانتیگراد سختی از ساعت دوم پیرسازی شروع به کاهش می‌کند. قله سختی در این دما در زمان حدود دو ساعت برابر با  $498$  ویکرز است. با توجه به اشکال (۱) و (۲) می‌توان نتیجه گرفت که برای آلیاژ کار سرد شده با ساختار میکروسکوپی شکل (۸) دمای کاربرد بهینه در حدود  $820^{\circ}\text{C}$  می‌باشد. با انجام کار مکانیکی بعد از حل سازی، هر چند استحکام و سختی آلیاژ با انجام پیرسازی افزایش بیشتری خواهد یافت، لکن این افزایش سختی در دماهای بالاتر از  $820$  درجه سانتیگراد مدت زمان کمتری استمرار می‌یابد [۷].

در نمونه‌های کار سرد شده کاهش سختی پس از رسیدن به سختی حداکثر، در دماهای بالاتر بمراتب سریعتر از نمونه‌های حل سازی شده است. این امر می‌تواند در اثر شروع تبلور مجدد در نمونه رخ داده باشد. در مشاهدات میکروسکوپی با بزرگنمایی پایین هیچ گونه نشانه‌ای از وقوع تبلور مجدد در نمونه‌های حرارت داده شده تا  $1100^{\circ}\text{C}$  مشاهده نگردید. لکن وقوع جوانه‌های ریز (با ابعاد متوسط  $0.1$  میکرون) با استفاده از بزرگنمایی‌های بالا در تحقیقات قبلی در زمینه آلیاژهای MP گزارش شده است [۹]. تشکیل این جوانه‌ها به همراه فرآیندهای نرم کننده که در دماهای بالا فعال می‌شوند، می‌تواند بعنوان عوامل اصلی کاهش سختی در نظر گرفته شود [۸]. وجود فازهای  $\gamma$  و  $\eta$  در زمینه از رشد جوانه‌ها و تبلور مجدد کامل نمونه تا  $1050^{\circ}\text{C}$  جلوگیری می‌کند. تا زمانی که این فازها در زمینه حل نشوند فرآیند رشد جوانه‌ها و تجدید تبلور کامل امکان پذیر نخواهد بود [۸ و ۱۰]. این امر در توافق کامل با تغییرات سختی در نمونه‌های پیر شده در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  است. در این دما با توجه به انحلال کامل  $\gamma$  و  $\eta$  امکان رشد جوانه‌ها و در نتیجه کاهش بیشتر سختی فراهم شده است (شکل ۶).

در شکل (۶) نمونه کار شده کاهش سختی شدیدی را از همان زمانهای اولیه پیرسازی نشان می‌دهد. این پدیده همانگونه که در بررسی ساختار میکروسکوپی نمونه (شکل ۹) نیز دیده می‌شود، مربوط به انجام تبلور مجدد در این دما می‌باشد. با رشد دانه‌های تبلور مجدد یافته، سختی باز هم کاهش می‌یابد. در شکل (۶) تغییرات سختی مشاهده شده در نمونه حل سازی شده

می‌تواند مربوط به تشکیل سریع جوانه‌های  $\gamma$  و استه‌اله آن به فاز  $\eta$  از همان زمانهای اولیه باشد. از آنجایی که فاز  $\eta$  نسبت به زمینه دارای سختی بالاتری می‌باشد، ابتدا با تشکیل این فاز سختی افزایش یافته و با ادامه تشکیل یا رشد آن، سختی اندکی کاهش یافته و ثابت می‌گردد.

مطالعات میکروسکوپی انجام شده در این تحقیق وجود فاز  $\gamma$  را بعنوان فاز استحکام بخش در محدوده حرارتی ۶۶۰ تا ۸۸۰ درجه سانتیگراد به اثبات می‌رساند. در شکل (۱۰-الف) تصویر BF بدست آمده از یک نمونه پیر شده در دمای  $732^{\circ}\text{C}$  در بزرگنمایی بالا نشان داده می‌شود. ملاحظه می‌شود که زیر ساختار نمونه از یک فاز زمینه و رسوبات بسیار ریز فاز  $\gamma$  تشکیل شده است. طرح پراش نشان داده شده در شکل (۱۰-ب) ماهیت این رسوبات را بطور قطعی تعیین می‌نماید. اندیس این طرح پراش در شکل (۱۰-ج) نشان داده می‌شود. این طرح پراش که از محور [۱۱۰] زمینه گرفته شده است حاوی نقاطی با شدت کمتر از نقاط مربوط به زمینه می‌باشد. این نقاط در میانه بردار [۲۰۰] و بردارهای مشابه تشکیل شده است. علت تشکیل این نقاط را می‌توان با توجه به فاکتور ساختمان (Structure Factor) شبکه  $L1_2$  توجیه نمود. هر چند در یک فلز خالص FCC وجود پراشهای (۱۰۰) مجاز نیست اما در یک شبکه منظم  $L12$  با تقارن FCC این پراشها مجاز می‌باشند. قابل ذکر است که نقاط دارای شدت بالا محل همپوشانی نقاط مربوط به پراشهای صفحات  $\gamma$  و زمینه می‌باشند. تطابق این نقاط مبین تشابه بین ثابت شبکه‌ای فاز  $\gamma$  و زمینه می‌باشد. تصویر CDF نشان داده شده در شکل (۱۰-د) از یکی از پراشهای (۱۰۰) بدست آمده است و تأیید می‌کند که رسوبات مشاهده شده در شکل (۱۰-الف) در حقیقت دارای ساختمان کریستالی  $L1_2$  می‌باشد. همچنین طرح پراش نشان داده شده در شکل (۱۱) که از محور (۱۰۰) بدست آمده است در توافق کامل با نتایج فوق می‌باشد.

در عملیات پیرسازی انجام شده در دماهای بالاتر از  $960^{\circ}\text{C}$  فاز جدیدی با مورفولوژی بسیار مشابه با فاز  $\eta$  تشکیل گردید، که در نمونه‌های کار شده نسبت به نمونه‌های حل سازی شده، سریعتر و با درصد حجمی بالاتری تشکیل می‌شود. از طرفی در نمونه‌های کار شده، این فاز در قسمتهای کناری نمونه (سطح میلگرد) سریعتر تشکیل شده و درصد حجمی بالاتری نسبت به مناطق مرکزی نمونه (مرکز میلگرد) دارد. زیرا با انجام کار مکانیکی سرد بر روی این آلیاژها، مقدار زیادی جوانه‌های فاز HCP در زمینه FCC تشکیل می‌گردد که این جوانه‌ها مکانهای بسیار مساعدی برای تشکیل فاز  $\eta$  می‌باشد. از طرفی دانسیته بالای دوقلوبیهای مکانیکی در نمونه‌های کار سرد شده می‌تواند عامل مهم دیگری در افزایش مکانهای جوانه‌زنی فاز  $\eta$  باشد. زیرا این مکانها بعنوان مکانهای پر انرژی نقش موثری در کاهش انرژی لازم برای جوانه‌زنی فاز  $\eta$  دارد [۱۱ و ۱۲].

مثالی از  $\eta$  مشاهده شده در مرز دانه‌ها، دوقلوبیها و درون دانه‌های نمونه‌های آتیل شده در اشکال (۱۲) و (۱۳) نشان داده شده است. همچنین شکل (۱۴) نشاندهنده حجم زیاد  $\eta$  تشکیل شده در مرز دانه‌ها، دوقلوبیها و درون دانه‌ها در نمونه‌های کار شده می‌باشد. از طرفی با افزایش دما، زمان تشکیل  $\eta$  کوتاهتر می‌شود. مثلاً در نمونه‌های کار شده در دمای پیرسازی ۹۸۰ درجه سانتیگراد  $\eta$  از زمان پیرسازی ۴۵ دقیقه شروع به تشکیل نمود، در حالیکه در نمونه‌های حل سازی شده در همان دمای پیرسازی از زمان پیرسازی دو ساعت شروع به تشکیل گردید.

از نمونه‌های آزمایش شده و ساختار میکروسکوپی مشاهده شده در آنها معلوم شد که فاز  $\eta$  تا دمای حدود ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد پایدار است. بطوری که در نمونه‌های پیر شده در دمای ۱۰۵۰ درجه سانتیگراد هنوز فاز  $\eta$  مشاهده می‌شد. در حالیکه در ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد این فاز کاملاً حل شده بود. از اینجا می‌توان محدوده پایداری فاز  $\eta$  را در این آلیاژ از حدود ۹۶۰ تا ۱۱۰۰ درجه سانتیگراد دانست.  $\eta$  مرز دانه‌ای (شکل ۳) مخصوصاً در نمونه‌های آتیل شده زودتر از  $\eta$  درون دانه‌ای تشکیل می‌گردد. فاز صفحه‌ای شکل  $\eta$  (hcp) در وجوه مسطح خود تقریباً دارای فصل مشترک کوه‌رنت یا نیمه کوه‌رنت با زمینه  $\gamma$  (fcc) بوده و می‌توان رابطه کریستالی مشابه رابطه زیر را بین آنها در نظر گرفت [۷ و ۲]:

$$\{0001\} \eta \parallel \{111\} \gamma, \langle 1210 \rangle \eta \parallel \langle 110 \rangle \gamma$$

وجود ناهمبندیهای عدم تطابق در وجوه نیمه کوه‌رنت فاز  $\eta$  با زمینه  $\gamma$  در شکل (۱۵) مشاهده می‌گردد [۷]. فاز  $\eta$  مرز دانه‌ای دارای مورفولوژی بلوکه‌ای بوده و بسته به اینکه جهات فشرده آن به جهات فشرده کدامیک از دانه‌های مجاور مرز نزدیکتر و با آن همسازتر باشد، در درون آن دانه شروع به رشد می‌نماید. شکل (۱۳) رشد  $\eta$  مرز دانه‌ای را به درون یکی از دانه‌ها نشان می‌دهد.

فاز  $\eta$  بلوکه‌ای مرز دانه‌ای و رشد ترجیحی آن در بزرگنماییهای بالاتر در اشکال (۱۶) و (۱۷) مشاهده می‌گردد. با توجه به این که دانه‌ها در جهات مختلفی در نمونه قرار گرفته‌اند و همچنین هر دانه نیز دارای جهات و صفحات فشرده متفاوتی است، تغییر جهت  $\eta$  در مرز دو دانه به وضوح مشاهده می‌شود. شکل (۱۷) این تغییر جهت را در مرز یک دوقلوبی با دو دانه مجاور آن نشان می‌دهد. جهات مختلف  $\eta$  در یک دانه که ایجاد کننده یک مورفولوژی ویدمن اشتاتن است، در شکل (۱۸) دیده می‌شود. مورفولوژی تیغه‌ای فاز  $\eta$  درون دانه‌ای در بزرگنمایی بالا در اشکال (۷) و (۱۵) مشاهده می‌گردد. با توجه به اعوجاج صفحات فشرده  $\gamma$  در اثر تغییر شکل، اثر این اعوجاج در نحوه تشکیل  $\eta$  بر روی این صفحات به خوبی مشهود می‌باشد. این اعوجاج و انحنای تیغه‌های فاز  $\eta$  در درون دانه‌ها و دوقلوبیها در شکل (۱۹) به خوبی مشاهده می‌گردد.

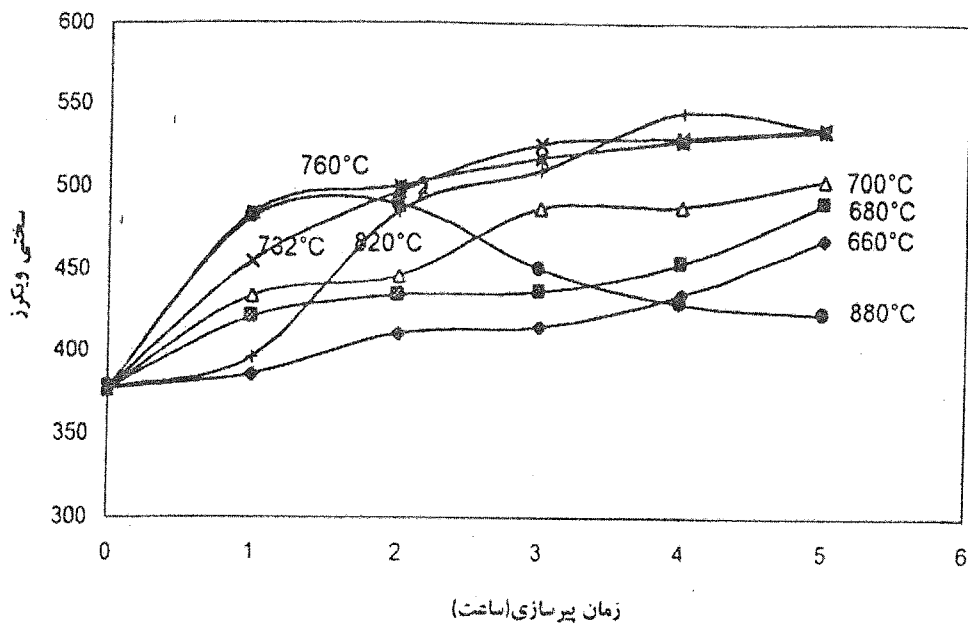
### خلاصه و نتیجه گیری

- ۱- نتایج بدست آمده از عملیات پیرسازی سوپر آلیاژ AEREX 350 در دو حالت کار سرد شده و حل سازی شده نشان می‌دهد که در محدوده دمایی  $760^{\circ}\text{C}$  -  $660^{\circ}\text{C}$  سختی نمونه‌ها با افزایش زمان پیرسازی به تدریج افزایش می‌یابد.
- ۲- در دمای  $820^{\circ}\text{C}$  و بالاتر، سختی نمونه‌ها ابتدا تا یک مقدار حداکثر افزایش یافته و پس از رسیدن به این مقدار مجدداً کاهش می‌یابد. با افزایش دما، این مقدار حداکثر به زمانهای پیرسازی کوتاهتری منتقل می‌شود.
- ۳- سرعتهای افزایش و کاهش سختی در نمونه‌های کار سرد شده بیشتر از نمونه‌های حل سازی شده در دمای پیرسازی مشابه است.
- ۴- تشکیل فاز نامطلوب  $\eta$  در این آلیاژ از حدود  $960^{\circ}\text{C}$  شروع و تا  $1100^{\circ}\text{C}$  ادامه می‌یابد میزان فاز  $\eta$  در نمونه‌های کار سرد شده به مراتب بیشتر از نمونه‌های حل سازی شده در دما و زمان پیرسازی مشابه است.
- ۵- در نمونه‌های پیرسازی شده در  $1050^{\circ}\text{C}$  به مدت ۴۵ دقیقه فاز  $\eta$  موجود است، اما در نمونه‌های پیرسازی شده در  $1100^{\circ}\text{C}$  به مدت ۴۵ دقیقه این فاز مشاهده نمی‌شود.
- ۶- مشاهدات انجام شده توسط میکروسکوپ نوری، وقوع تبلور مجدد را در نمونه‌های کار سرد شده در دمای  $1100^{\circ}\text{C}$  نشان می‌دهد. در دماهای پیرسازی پایین‌تر، اثرات تبلور مجدد توسط میکروسکوپ نوری قابل مشاهده نیست.

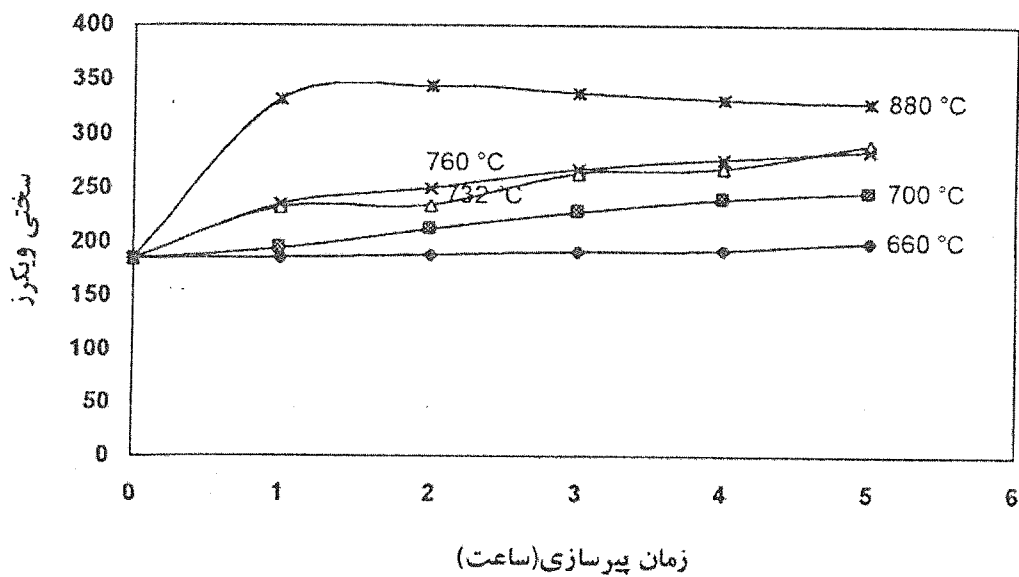
### تقدیر و تشکر

در اینجا لازم می‌دانیم از مدیریت محترم مرکز تحقیقات ملی کانادا (N.R.C) به دلیل فراهم نمودن امکانات لازم برای آزمایشهای TEM و مسئولین محترم شرکت صنایع هواپیمایی ایران که در تأمین امکانات لازم برای این پژوهش صمیمانه ما را یاری نمودند تشکر و قدردانی نماییم.

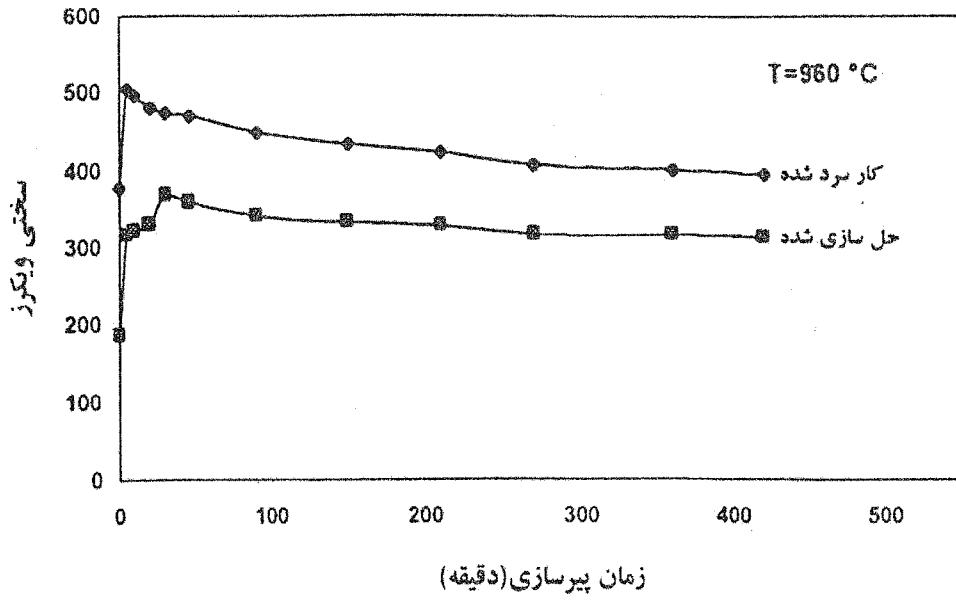
1. G.H.Gessinger, Powder Metallurgy of Superalloys, 1984, P. 3-9.
2. Sims. N.S.Stoloff and W.C.Hagel , SuperalloysII, 1987, P.59-189.
3. R.P.Singh and R.D.Doherty , Met. Trans.,1992 , Vol. 23, P. 307, 321 .
- ۴- پدیده سختی پذیری ثانویه در سوپر آلیاژ MP 35N، دکتر سیروس عسگری، استادیار انستیتو مهندسی متالورژی و مواد، دانشکده فنی دانشگاه تهران، دومین کنگره انجمن مهندسين متالورژی ایران، ۲۷ و ۲۹ مهرماه ۱۳۷۷، دانشگاه صنعتی شریف.
5. Steven Buzolits,SPS Technologies,Report No. 6569, AEREX 350 Alloy, June.3.1994, Jenkintown, .Pennsylvania.
6. S.Asgari ,Journal of Materials Processing Technology, 118 (2001), P. 246-250
7. D.A.Porter & K.E.Easterling , phase Transformations in Metals and Alloys,1983, P.142-308
8. G.E.Dieter , Mechanical Metallurgy , Second Ed., 1976 , P. 221-242.
- ۹- بررسی تبلور مجدد در سوپر آلیاژ MP 35N، پایان نامه کارشناسی ارشد، توسط محمد آقاجانلو، زیر نظر دکتر سیروس عسگری، زمستان ۱۳۷۸، دانشگاه تهران.
10. R.D.Doherty et al.,Materials Science and Engineering , A238, 1997, P. 219-274
11. Eckhard Nembach , particle Strengthening of Metals and Alloys , 1997,P. 28- 31
12. S.Asgari et al., Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 28A, Sep. 1997, P. 1781-1795.



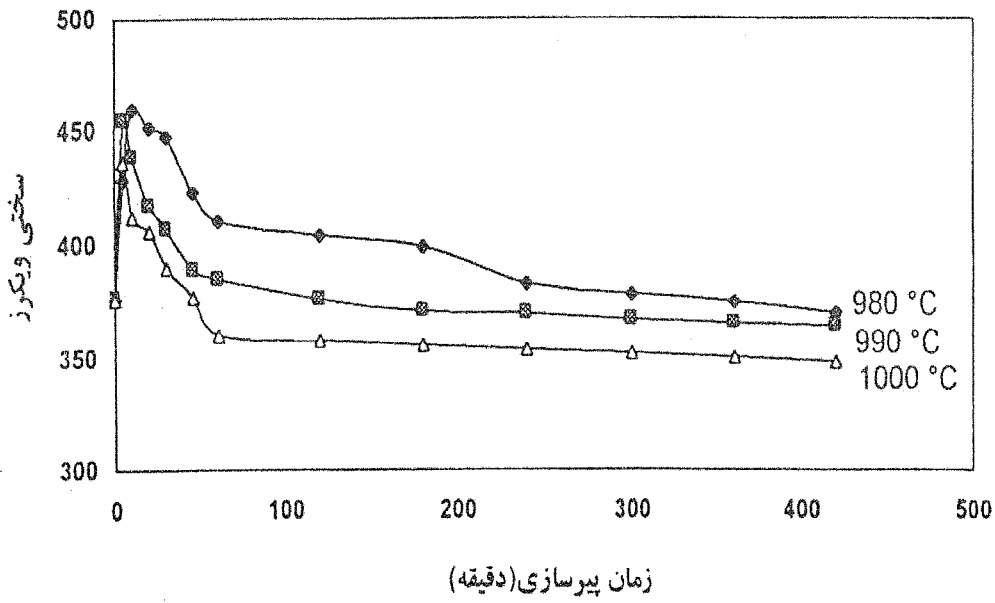
شکل (۱) نمودار سختی - زمان پیرسازی نمونه‌های کار سرد شده در دماهای پیرسازی ۶۶۰-۸۸۰°C



شکل (۲) نمودار سختی - زمان پیرسازی نمونه‌های کار سرد شده در دماهای پیرسازی ۶۶۰-۸۸۰°C

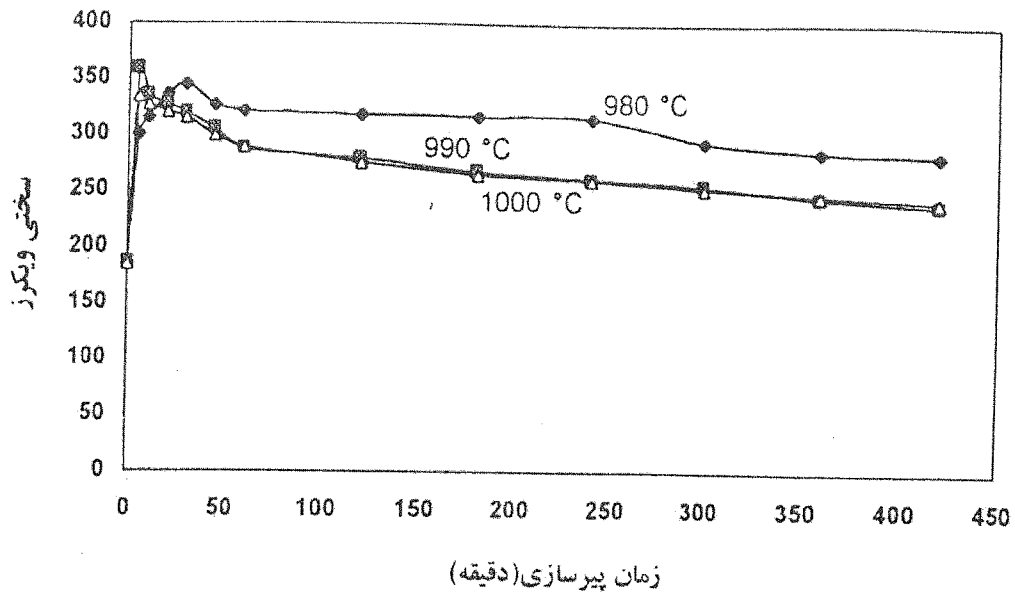


شکل (۳) نمودار سختی - زمان پیرسازی نمونه‌های کار سرد شده و حل سازی شده در دماهای پیرسازی  $960\text{ }^{\circ}\text{C}$

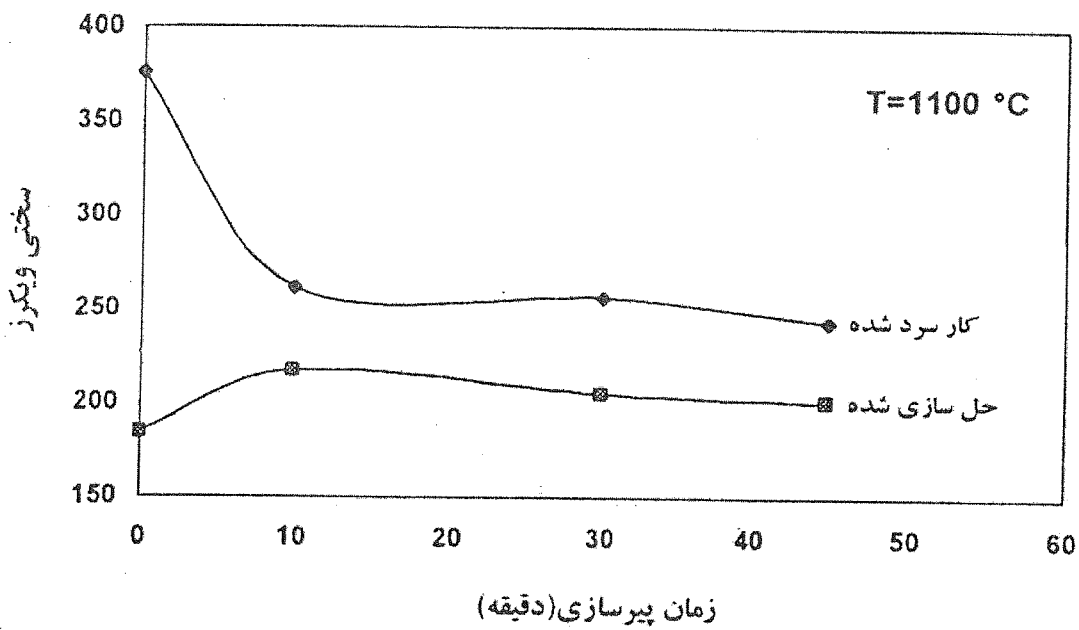


شکل (۴) نمودار سختی - پیرسازی نمونه‌های کار سرد شده در دماهای پیرسازی  $980\text{ }^{\circ}\text{C}$  -  $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$

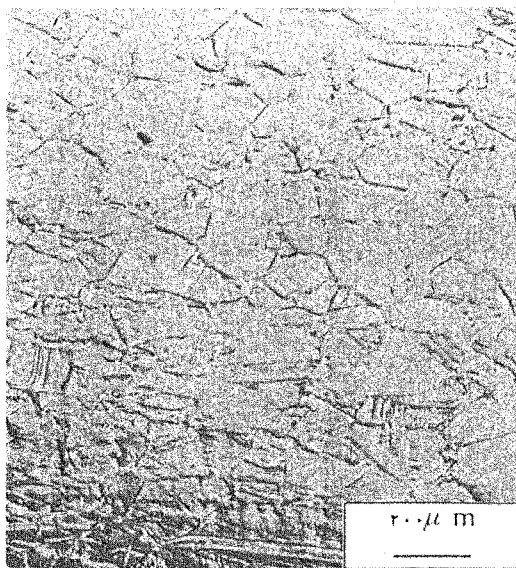




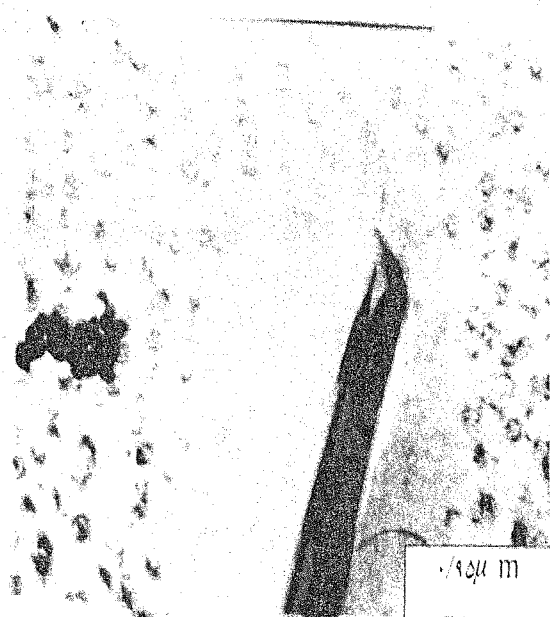
شکل (۵) نمودار سختی - زمان پیرسازی نمونه‌های حل سازی شده در دماهای پیرسازی ۹۸۰-۱۰۰۰°C



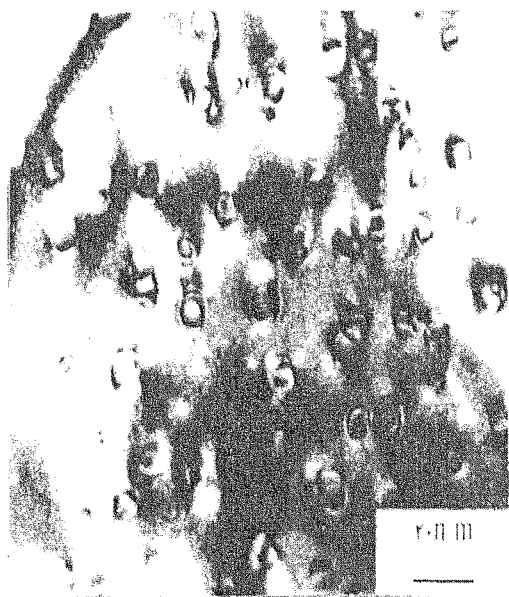
شکل (۶) نمودار سختی - زمان پیرسازی نمونه‌های کار سرد شده و حل سازی شده در دمای پیرسازی ۱۱۰۰°C



شکل (۸) ساختار میکروسکوپی نوری نمونه کار سرد شده



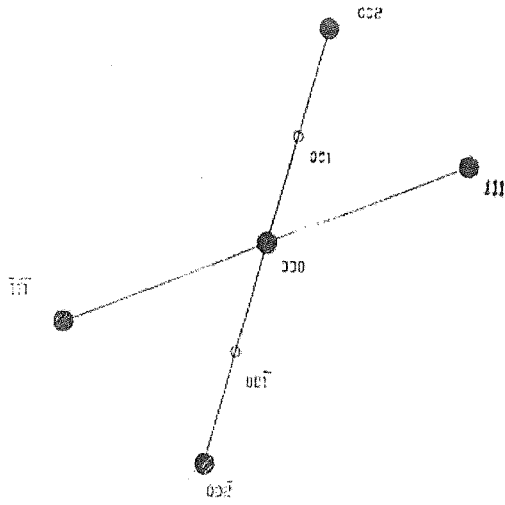
شکل (۷) ساختار میکروسکوپی نمونه حل سازی شده و پیر شده در  $980^{\circ}\text{C}$  به مدت ۴۵ دقیقه ( تصویر TEM)



شکل (۱۰) نتایج TEM مربوط به نمونه حل سازی شده و پیر شده در  $732^{\circ}\text{C}$  به مدت ۴ ساعت  
الف- تصویر BF از نمونه

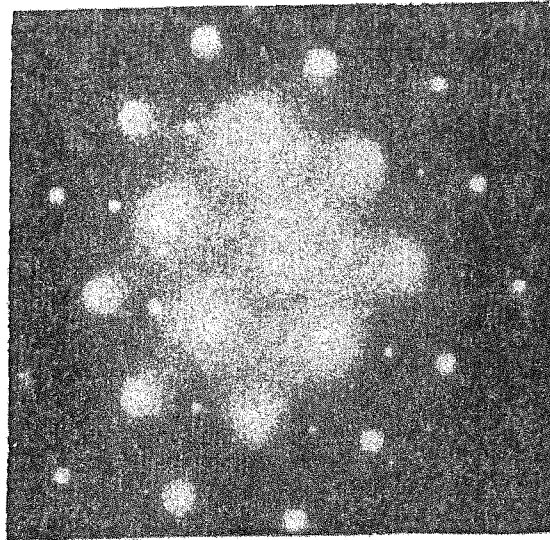


شکل (۹) ساختار میکروسکوپی نوری نمونه کار سرد شده و پیر شده در  $1100^{\circ}\text{C}$  به مدت ۳۰ دقیقه



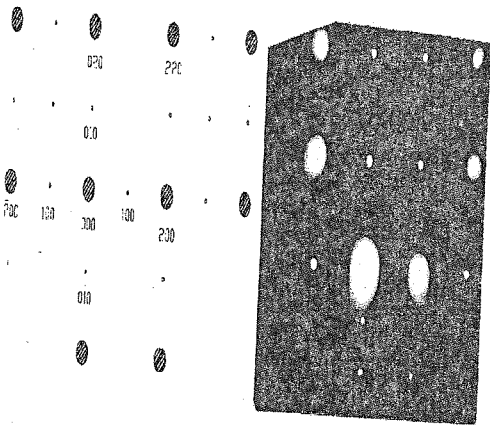
(ج)

ج- اندیس طرح پراش

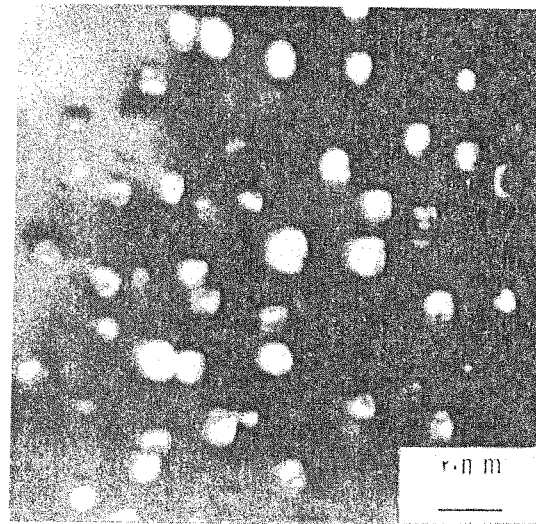


(ب)

ب- طرح پراش بدست آمده از محور  $[110]$  زمینة  $\gamma$  مربوط به فاز  $\gamma$



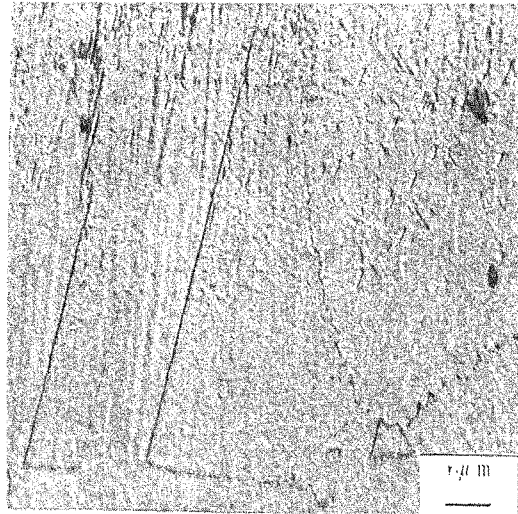
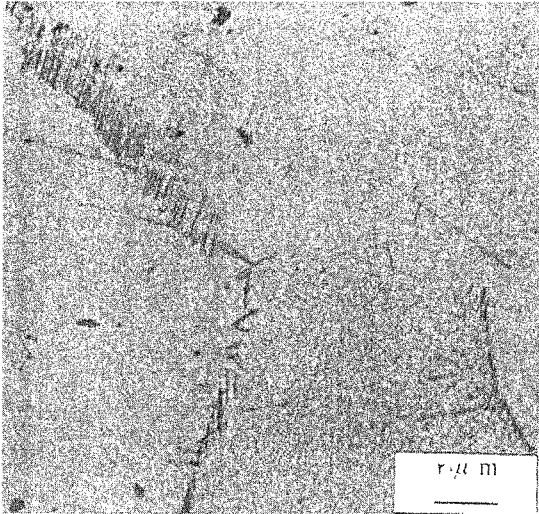
(ب)



(الف)

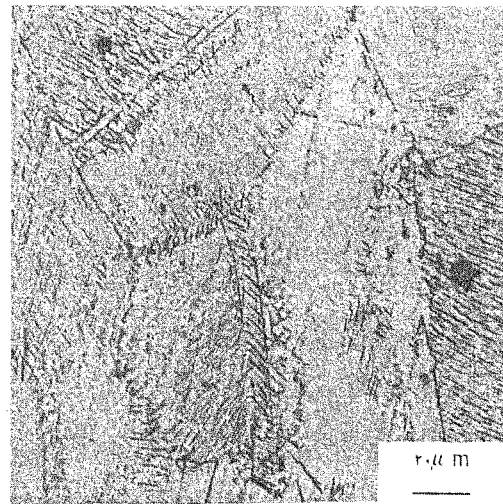
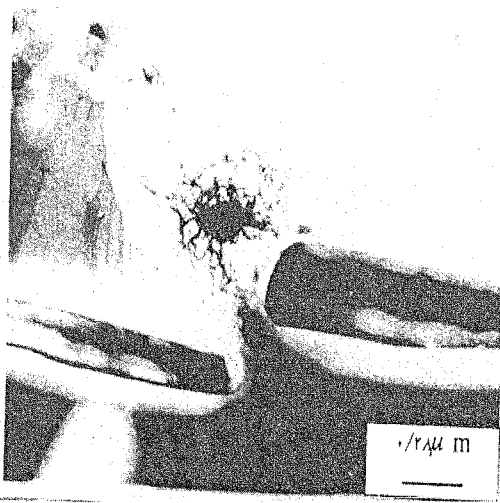
شکل (۱۱)

الف) طرح پراش بدست آمده از منطقه حاوی رسوبات  $\gamma$  و از محور  $[110]$  زمینة  $\gamma$   
ب) اندیس طرح پراش



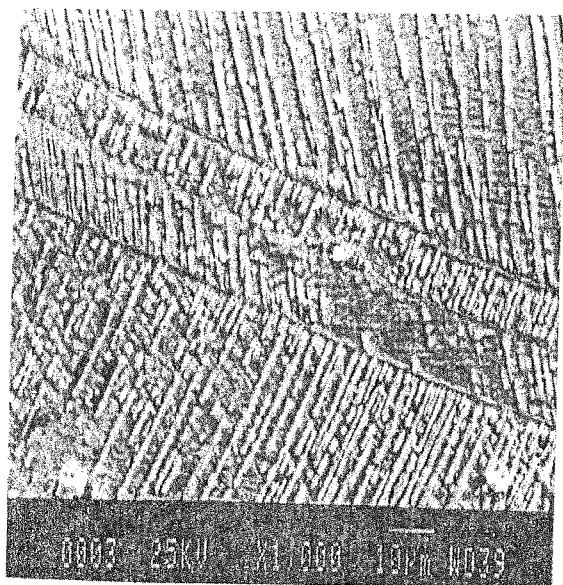
شکل (۱۳) ساختار میکروسکوپی نوری نمونه حل سازی شده در  $1150^{\circ}\text{C}$  (به مدت ۷ ساعت) و پیر شده در  $980^{\circ}\text{C}$  (به مدت ۷ ساعت)

شکل (۱۲) ساختار میکروسکوپی نوری نمونه حل سازی شده در  $960^{\circ}\text{C}$  (به مدت ۱/۵ ساعت) و پیر شده در  $1150^{\circ}\text{C}$  (به مدت ۷ ساعت)

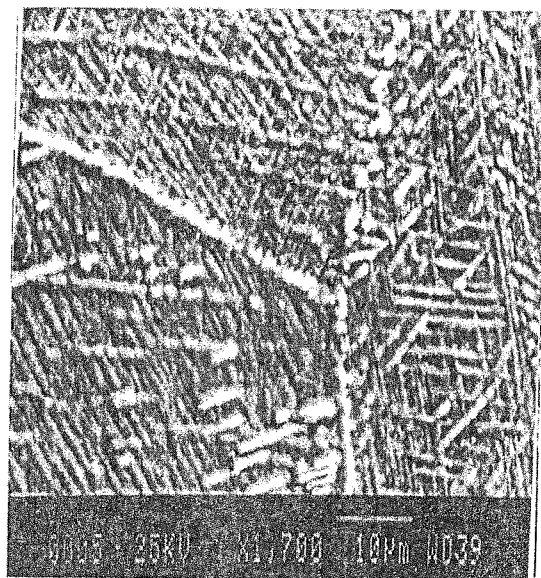


شکل (۱۵) تصویر TEM نمونه حل سازی شده و پیر شده در  $980^{\circ}\text{C}$  به مدت ۴۵ دقیقه

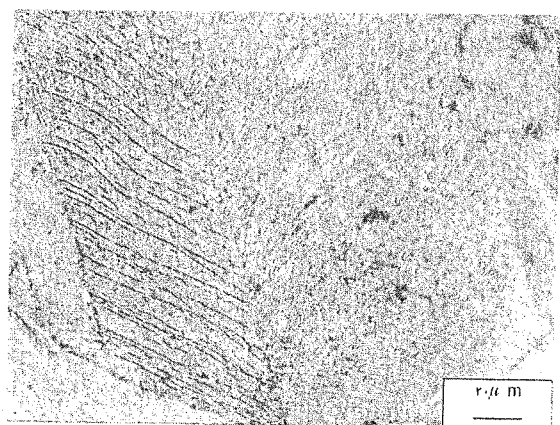
شکل (۱۴) ساختار میکروسکوپی نوری نمونه کار سرد شده و پیر شده در  $980^{\circ}\text{C}$  به مدت ۷ ساعت



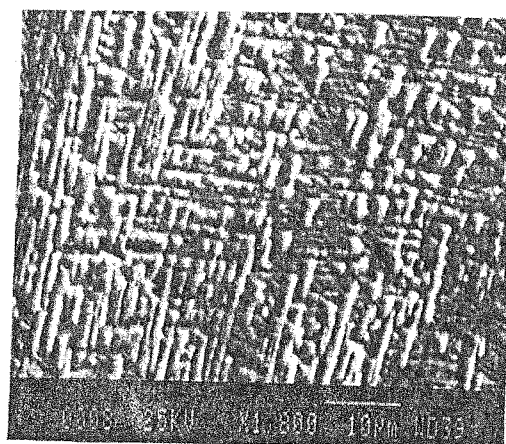
شکل (۱۷) تصویر SEM (SE) نمونه حل سازی شده و پیر شده در  $980^{\circ}\text{C}$  به مدت ۴۵ دقیقه



شکل (۱۶) تصویر SEM (SE) نمونه کار سرد شده و پیر شده در  $1000^{\circ}\text{C}$  به مدت ۷ ساعت



شکل (۱۹) ساختار میکروسکوپی نوری نمونه حل سازی و پیر شده در  $732^{\circ}\text{C}$  به مدت ۴ ساعت



شکل (۱۸) تصویر SEM (SE) نمونه کار سرد شده و پیر شده در  $960^{\circ}\text{C}$  به مدت ۷ ساعت