

# بررسی استحکام فشاری چدن نشکن آستمپر شده

محمد ضرابیان  
کارشناسی ارشد

محمد علی بوترابی  
دانشیار

دانشکده مهندسی مواد، دانشگاه علم و صنعت ایران  
مرکز تحقیقات ریخته‌گری

## چکیده

چدن نشکن حاوی عناصر آلیاژی مس، نیکل، منگنز و مولیبدن ریخته‌گری شد و تحت عملیات آستمپرینگ قرار گرفت. انتخاب دو دمای آستنیت‌ه و آستمپر و نیز دو زمان متفاوت آستمپرینگ سبب گردید که مطالعه تشکیل بینیت در دامنه وسیعتری انجام پذیرد. نتایج حاصل شده از آزمایش حاکی است که با انجام عملیات حرارتی آستمپرینگ استحکام فشاری چدن نشکن بهبود یافته و همچنین خواص مکانیکی، متأثر از ریز ساختار است و کلیه عواملی که بر ریز ساختار تأثیر می‌گذارند، سبب تغییر در استحکام فشاری میشوند. این عوامل عبارتند از دمای آستنیت‌ه ( $T_{\gamma}$ )، دما (TA) و زمان (tA) آستمپرینگ.

افزایش دمای آستنیت‌ه سبب کاهش استحکام فشاری بر روی نمونه‌هایی که در دما و زمان مشابه آستمپر شده‌اند می‌گردد. همچنین با افزایش دمای آستمپرینگ، استحکام فشاری نمونه‌های چدن نشکن کاهش می‌یابد و نیز با افزایش زمان آستمپرینگ استحکام فشاری افزایش می‌یابد.

## *An Investigation into the Compression Strength of Austempered Ductile Iron*

M. A. Boutorabi  
Associate Professor

M. Zarrabian  
M.SC

Casting Research Centre, Materials and  
Metallurgy Department

### Abstract

*The compression strength of a ductile iron containing Cu, Ni, Mn and Mo has been investigated. The iron austempered at two austenitizing and austempering temperatures and two austempering times in order to obtain wide range of bainitic morphology.*

*Those samples austempered at the similar temperature and time show an increase in compression strength at higher austenitizing temperature.*

*Prolonging the austempering time increases the compression strength whilst an increase in temperature decreases the compression strength.*

## مقدمه

با انجام عملیات حرارتی آستمپرینگ، آستنیت کم کربن تبدیل به آستنیت پرکربن ( $2/1 - 1/8$ ) و فریت بینیتی می شود.

این ساختار به آسفریت معروف است و به جهت پیوستگی آستنیت با شبکه FCC دارای داکتیلیتی و چقرمگی خوبی است. همچنین به علت پراکندگی ظریف و یکنواخت فریت در آستنیت دارای استحکام بالایی می باشد [۱ و ۲].

در صورت نگهداری در زمان های طولانی تر آستمپرینگ، ساختار حاوی فریت بینیتی و آستنیت پرکربن تبدیل به فریت و کاربید می گردد که عموماً این ساختار مطلوب نمی باشد. به طور کلی چدن های نشکن آستمپر به دو دسته عمده تقسیم می شوند:

الف - چدن های نشکنی که در درجه حرارت های پایین آستمپر شده و دارای ساختار بینیت پایینی هستند. این نوع چدن ها دارای داکتیلیتی و چقرمگی زیادی بوده، استحکام خستگی و قابلیت ماشینکاری

خوبی را دارا هستند [۳، ۴، ۵، ۶].  
ب - چدن های نشکنی که درجه حرارت های بالا آستمپر شده و دارای ساختار بینیت بالایی هستند. این نوع چدن ها دارای داکتیلیتی و چقرمگی زیادی بوده، استحکام خستگی و قابلیت ماشینکاری خوبی را دارا هستند [۲، ۳، ۴]. استحاله ایزوترمال تبدیل آستنیت به بینیت بالایی و پایینی به طور مفصل در مرجع ۷ توضیح داده شده است و تاکنون مطالعه ای در جهت بررسی استحکام فشاری این چدن ها صورت نپذیرفته است.

## روش اجرای آزمایش

به منظور تحقق هدف پژوهش تمهیدات ذیل مدنظر قرار گرفت:

### ترکیب شیمیایی

ترکیب شیمیایی آلیاژ چدن نشکن به صورت زیر انتخاب شد:

| نام عنصر   | %C      | %Si     | %Mn     | %Ni     | %Mo     | %Cu     | %Mg       |
|------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|-----------|
| در صد عنصر | ۳/۳-۳/۴ | ۲/۲-۲/۴ | ۰/۴-۰/۵ | ۱/۱-۱/۲ | ۰/۲-۰/۳ | ۰/۷-۰/۸ | ۰/۰۴-۰/۰۵ |

## عملیات حرارتی

بعد از ماشینکاری عملیات حرارتی به قرار زیر انجام گرفت:

- آستنیت در دو دمای  $900^{\circ}\text{C}$  و  $950^{\circ}\text{C}$  به مدت ۲ ساعت در کوره موفلی و سپس انتقال سریع به کوره حمام نمک.

- آستمپر در کوره های حمام نمک با دمای  $250^{\circ}\text{C}$  و  $350^{\circ}\text{C}$  و نگهداری در این دو دما به مدت ۶۰ و ۱۲۰ دقیقه و سرد کردن در هوا.

## آزمایش فشار و متالوگرافی

بعد از عملیات حرارتی نمونه ها، آزمایش فشار انجام گرفت و استحکام فشاری این نمونه ها مشخص گردید، همچنین به جهت مشخص شدن نوع ساختار از متالوگرافی به روش متعارف و همچنین عملیات رنگی شدن حرارتی استفاده شد [۷ و ۸].

برای حصول به این ترکیب شیمیایی از شمش چدن سورل، قراضه فولادی، فروسیلیکومنیزیم، فرمولیبدن ۶۰ درصد، فرومنگنز ۷۵ درصد، فروسیلیسیم ۷۵ درصد، مس و نیکل با درجه خلوص بالا استفاده شد. همچنین عملیات ذوب در کوره زمینی با بوته گرافیتی انجام شد. عملیات تلقیح نیز با افزودن ۰/۷ درصد فروسیلیسیم ۷۵ درصد در بوته حاوی مذاب با دمای تقریبی  $1450^{\circ}\text{C}$  انجام شد و ذوب پس از سرباره گیری در دمای  $1420^{\circ}\text{C} - 1400^{\circ}\text{C}$  و با سیستم ریخته گری از کف و با در نظر گرفتن تئوری سرعت بحرانی ریخته گری شد.

## ابعاد نمونه های آزمایش

پس از ریخته گری قطعات y-block استاندارد (۲۵ میلیمتر ضخامت)، قطعات نمونه های فشاری با نسبت  $Lo/Do$  تقریباً ۲ و به ابعاد  $Do=12\text{ mm}$  و  $Lo=25\text{ mm}$  تولید شدند.

## یافته‌های آزمایش نتایج آزمایش فشار

در تصویر ۱ نتایج آزمایش فشار نمونه‌های چدن نشکن خام و آستمپر شده ارائه گردیده است. نمایان است که با اعمال عملیات آستمپرینگ استحکام فشاری از ۱۲۸۶ Mpa افزایش چشمگیری داشته و به بالاتر از ۱۶۵۷ Mpa رسیده است که با تغییر پارامترهای مؤثر بر عملیات آستمپرینگ، این استحکام تا حد ۲۱۸۱ Mpa نیز افزایش داشته است. بیشترین میزان استحکام فشاری مربوط به نمونه‌ای است که در درجه حرارت ۹۰۰ °C آستنیت‌دهی و در دمای ۲۵۰ °C به مدت ۱۲۰ دقیقه نگهداری شده است.

### ویژگی‌های نمونه ریخته‌گری و متالوگرافی نمونه‌ها

نمونه ریختگی دارای زمینه‌ای پرلیتی به همراه دانه‌های فریت در اطراف کره‌های گرافیتی است که این ساختار به چدن نشکن چشم گاوی موسوم است. تعداد کره‌های گرافیت در حدود ۱۰۰ تا ۱۲۵ در میلی‌متر مربع و درصد کروی شدن بیش از ۹۵٪ می‌باشد. تصاویر ۲ الی ۵ مربوط به نمونه‌های چدن نشکن پیش از عملیات حرارتی هستند. همچنین در تصاویر ۶ الی ۱۳ ساختار میکروسکوپی نمونه‌های چدن نشکن آستمپر شده نشان داده شده است.

همانگونه که مشاهده می‌شود با تغییر درجه حرارت آستمپرینگ از ۲۵۰ °C به ۳۵۰ °C تغییراتی در ساختار بوجود می‌آید و ساختار از حالت سوزنی، باریک و طویل تبدیل به حالت ورقه‌ای، ضخیم و کوتاه می‌گردد. هر چه درجه حرارت آستمپرینگ بالاتر باشد، این ورقه‌ها ضخیم‌تر خواهند بود. همچنین به دلیل اینکه استحاله بینیتی یک استحاله ایزوترمال است، لذا وابسته به زمان نگهداری در دمای استحاله می‌باشد. در صورتی که زمان نگهداری کم باشد، واکنش  $\alpha + \gamma_{hc} \rightarrow \gamma_{lc}$  کامل نگردیده و آستنیت کم کربن هنوز موجود است. لذا هنگام سرد شدن تا محیط این آستنیت کم کربن تبدیل به مارتنزیت می‌گردد و نیز در صورتی که زمان بسیار بالا انتخاب گردد، در این حالت آستنیت پرکربن تبدیل به فریت و کاربید می‌شود. همانطور که از تصاویر مشخص است با اضافه شدن زمان از ۶۰ دقیقه به ۱۲۰ دقیقه تیغه‌های فریتی رشد کرده و کمی ضخیم‌تر شده‌اند و تراکم تیغه‌ای فریتی بیشتر شده است. استفاده از درجه حرارت آستنیت‌دهی بالا سبب درشت شدن و خشن

شدن زمینه می‌گردد و نیز افزایش آستنیت استحاله باقیمانده را به همراه دارد. البته به دلیل اینکه در تصاویر سیاه و سفید تشخیص آستنیت باقیمانده پرکربن، آستنیت استحاله یافته و آستنیت کم کربن کار دشواری است، لذا از روش رنگی شدن حرارتی، جهت تمیز فازها استفاده می‌شود. تصاویر ۱۴ الی ۲۱ ساختار چدن‌های نشکن آستمپر شده را بعد از این عملیات نشان می‌دهد. همانطور که مشخص است فاز آستنیت باقیمانده واکنش نکرده، معمولاً بین مرز دانه‌ها و بر اثر جدایش ظاهر می‌شود. این آستنیت در حین سرد شدن تا دمای محیط به علت کربن کمی که دارد می‌تواند به مارتنزیت تبدیل گردد و یا در اثر تنش‌های اعمالی نظیر ماشینکاری می‌تواند به مارتنزیت تبدیل شود. این فاز (آستنیت باقیمانده واکنش نکرده) به رنگ آبی روشن در تصاویر میکروسکوپی و بخصوص در نمونه‌هایی که در درجات آستمپرینگ بالا حرارت داده شده‌اند، مشخص است. تیغه‌های مارتنزیتی که به رنگ آبی تیره ظاهر می‌گردند، همگی در همین نواحی قابل رؤیت هستند. تیغه‌های فریت بینیتی حاصل شده از واکنش مرحله اول آستمپرینگ به رنگ زرد می‌باشند و در صورتی که دمای آستمپرینگ پایین باشد، افزایش مقدار کربن در فاز فریت سبب تغییر رنگ از زرد روشن به زرد تیره می‌گردد. این تیغه‌های فریتی به وسیله آستنیت پرکربن که نتیجه دیفوزیون کربن از فریت بینیتی به سمت آستنیت کم کربن است، احاطه شده‌اند و این آستنیت پرکربن به رنگ بنفش در اطراف فریت بینیتی زرد رنگ دیده می‌شود.

### بحث

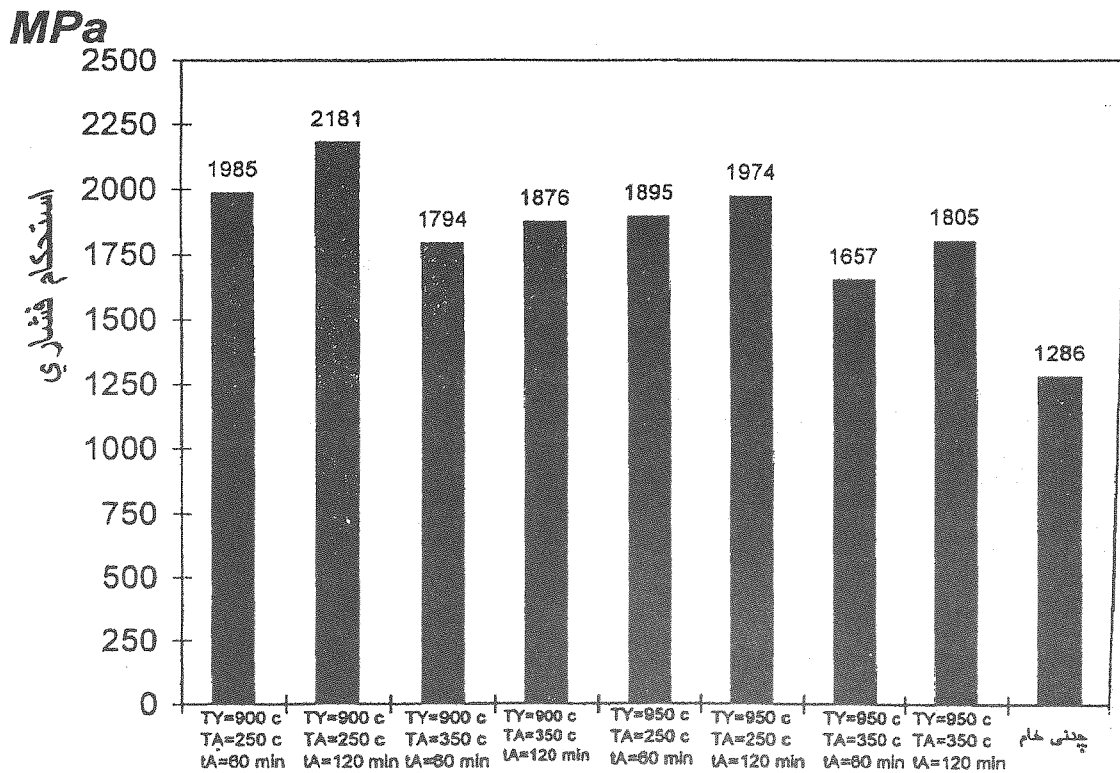
دو عنصر آلیاژی اصلی در پژوهش حاضر عبارتند از نیکل به میزان ۱/۲ - ۱/۱٪ و مس به میزان ۰/۸ - ۰/۷٪. علت انتخاب این دو عنصر این است که مطابق تحقیقات صورت پذیرفته از سوی محققین [۹، ۱۰، ۱۱ و ۱۲] جدایش این دو عنصر در اطراف کره‌های گرافیت بوده و تأثیر منفی بر خواص مکانیکی و سطحی ندارند. بررسی ساختار میکروسکوپی نشان می‌دهد که ساختار نمونه ریختگی بعد از عملیات آستمپرینگ به آسفریت تبدیل می‌گردد که شامل تیغه‌های فریتی به اضافه ورقه‌هایی از آستنیت پرکربن است. افزایش دمای آستنیت‌دهی سبب خشن و درشت شدن

ساختار می شود و بر میزان آستنیت باقی مانده افزوده می شود. این موضوع با تحقیقات Grech و همکارانش [۱۰ و ۱۳] مطابقت دارد. همچنین استحکام فشاری کاهش پیدا کرده است. این بدان دلیل است که با افزایش دمای آستنیت، کربن بیشتری در آستنیت حل شده و باعث کاهش نیروی محرکه انجام واکنش آستمپرینگ می شود. لذا در زمان های مشابه کربن کمتری نفوذ کرده و آستنیت کم کربن به فریت بینیتی و آستنیت پرکربن کمتر تبدیل می گردد. بنابر این کاهش فریت بینیتی که نقش استحکام دهی به این آلیاژ را دارد، کمتر شده و استحکام کاهش یافته است.

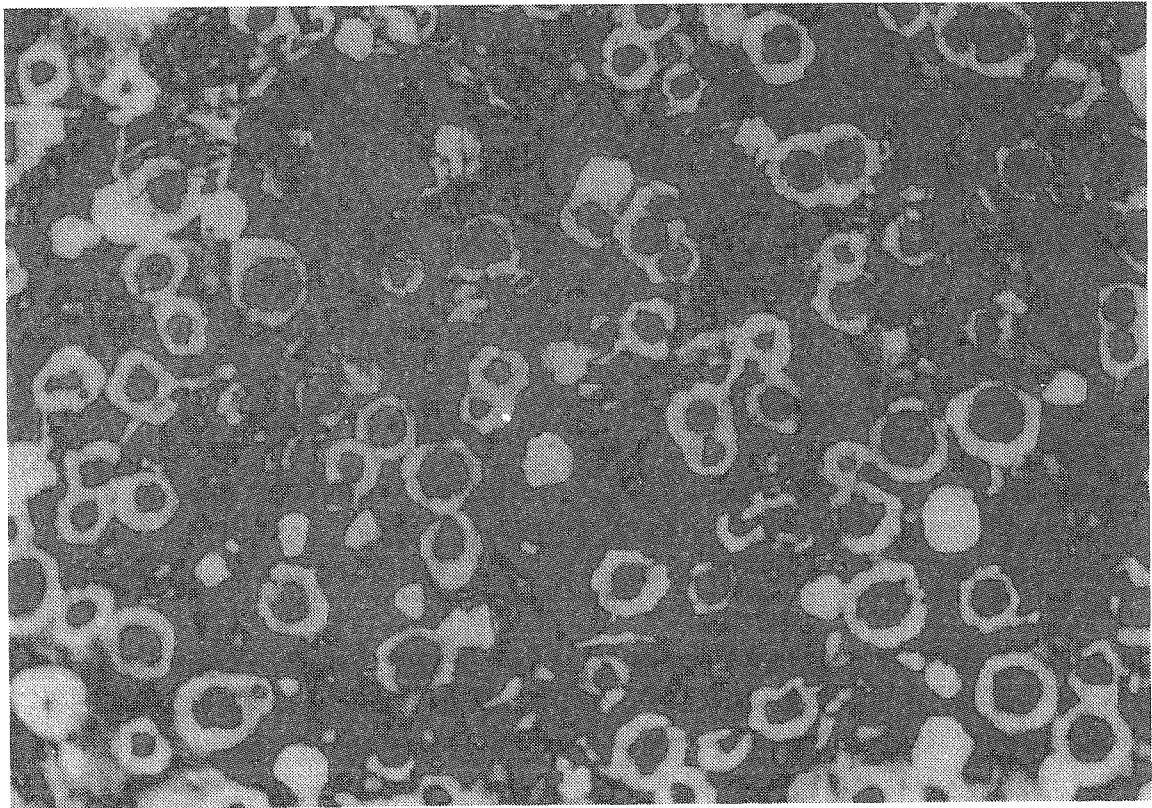
انتخاب دو دمای آستمپر مطالعه گستره تشکیل بینیت پایینی و گستره تشکیل بینیت بالایی را ممکن می سازد. در صورتی که دمای آستمپرینگ پایین باشد، فوق تبرید بیشتر و دیفوزیون کمتر خواهد بود. لذا جوانه زنی تیغه های فریت بیشتر از رشد جانبی آنهاست. بنابراین تیغه ها به صورت سوزنی و طویل خواهند بود که با تحقیقات محققین دیگر [۴، ۹، ۱۰، ۱۴ و ۱۵] مطابقت دارد. در صورتی که دمای آستمپر بالاتر انتخاب گردد، در این حالت فوق تبرید کمتر بوده و دیفوزیون بیشتر است. لذا رشد تیغه های فریت بینیتی بیشتر از جوانه زنی آنهاست. بنابراین تیغه ها به صورت ضخیم، کوتاه و ورقه ای تشکیل می گردند. همچنین

استحکام فشاری با افزایش دمای آستمپر کاهش می یابد که این موضوع در ارتباط با تغییرات مورفولوژی بینیت از فریت سوزنی و آستنیت ورقه ای میان آنها به فریت تیغه ای و آستنیت درشت و بلوکی شکل و همچنین افزایش آستنیت باقی مانده است.

به لحاظ آنکه واکنش آستمپرینگ یک استحاله ایزوترمال است، لذا وابسته به زمان است. یعنی با تغییر زمان، درصد پیشرفت استحاله تغییر پیدا می کند. در صورتی که زمان نگهداری کم باشد، استحاله کامل نشده و کربن کمتری از سوی تیغه های فریتی رانده می شود. لذا آستنیت اطراف فریت به علت کربن کمتر دارای Ms (درجه حرارت شروع تحول مارتنزیت) بالاتر از محیط بوده و هنگام سرد شدن تبدیل به مارتنزیت می گردد. و نیز تعداد تیغه های فریتی که جوانه زده و رشد کرده اند، نیز کمتر شده اند. لذا با افزایش زمان نگهداری اولاً تعداد تیغه های فریتی بیشتر شده و همچنین کربن آستنیت اطراف فریت افزایش یافته است. این موضوع با تحقیقات محققین دیگر [۱، ۹، ۱۰، ۱۳، ۱۶] همخوانی دارد. استحکام فشاری با گذشت زمان افزایش می یابد چون با گذشت زمان میزان رشد و تکمیل تیغه های فریتی بیشتر شده و نیز کاربرد بینیتی  $(Fe_{2.4})$  تشکیل می گردد.



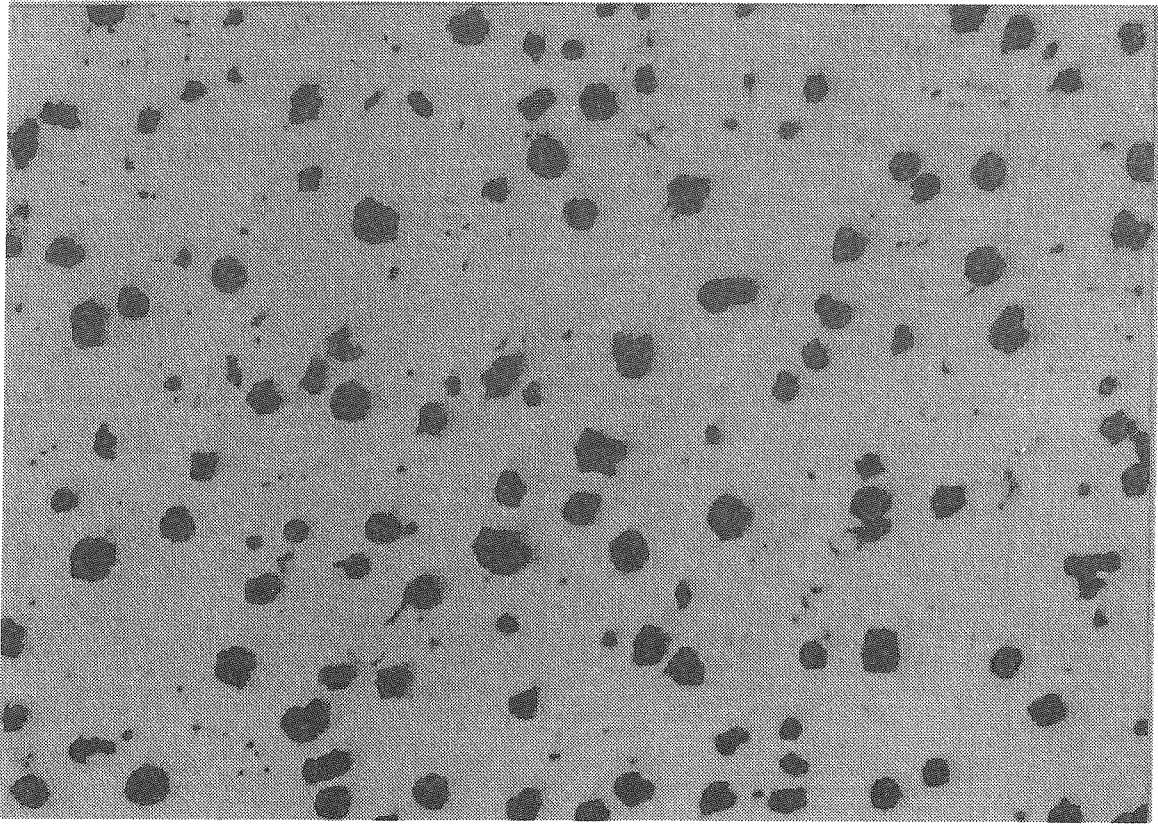




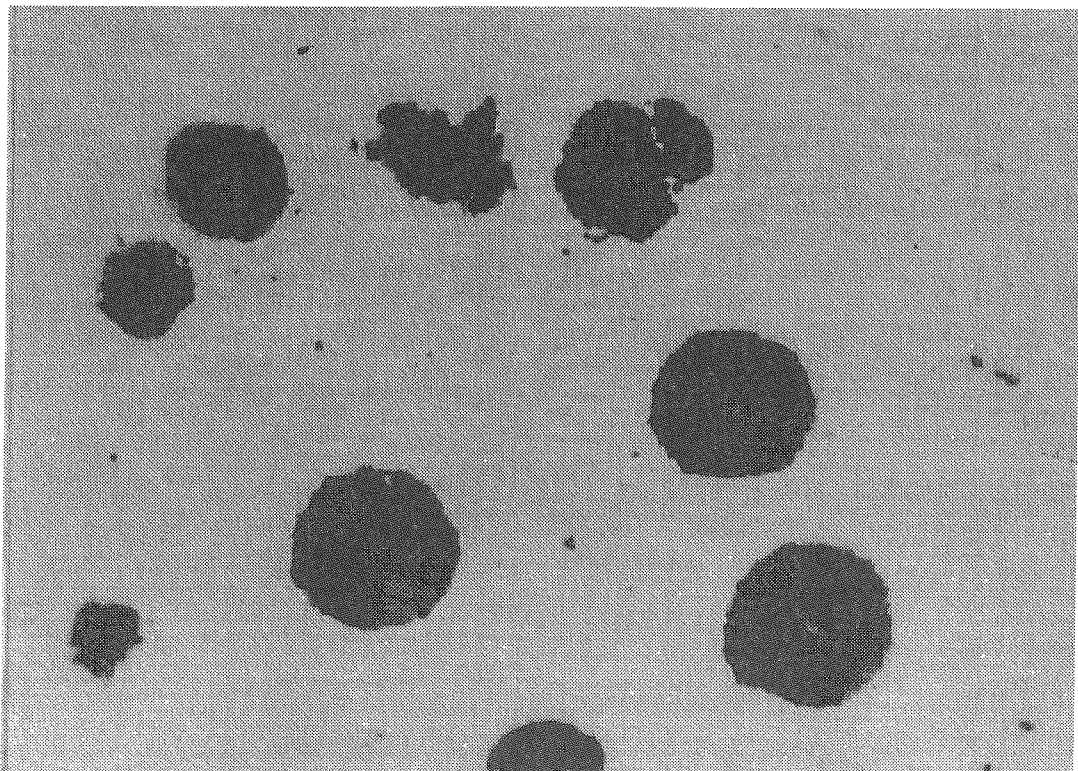
شکل (۲) نمونه چدن نشکن ریختگی، محلول اچ نیتال ۲٪، X100.



شکل (۳) نمونه چدن نشکن ریختگی، محلول اچ نیتال ۲٪، X1000.

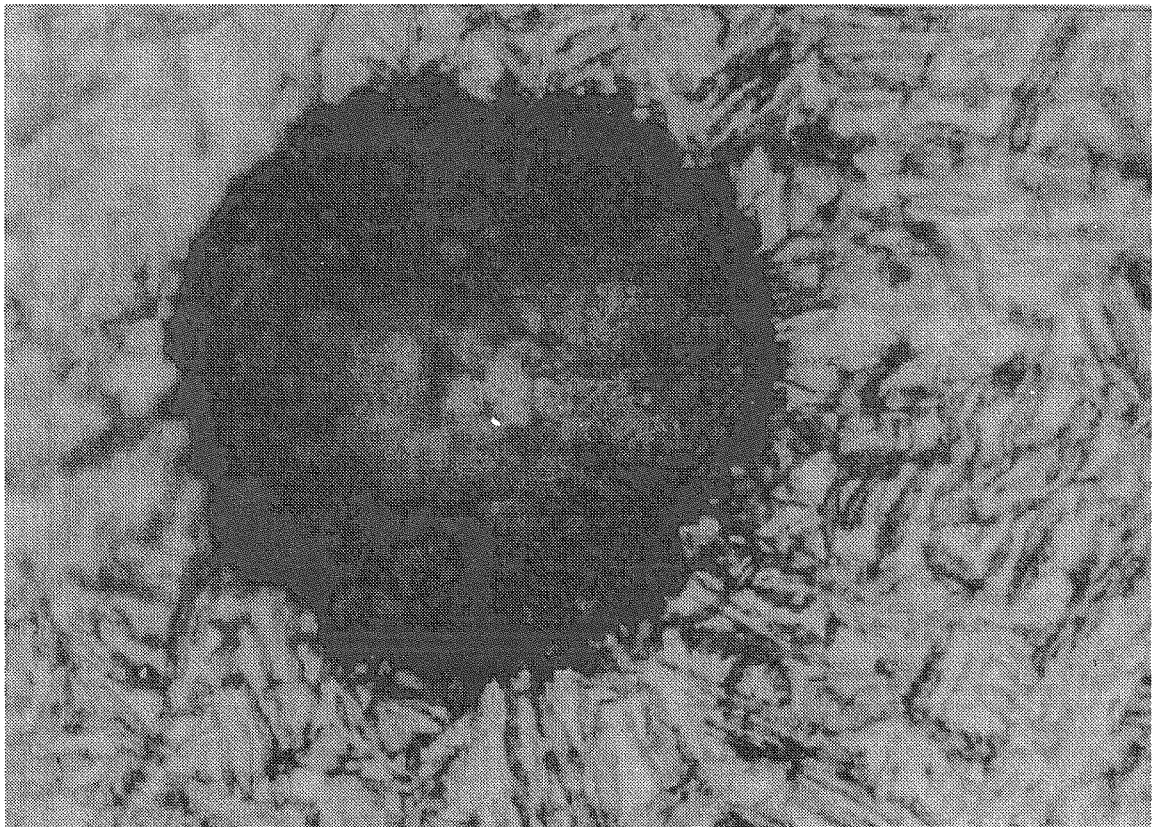


شکل (۴) نمونه چدن نشکن ریختگی، اج نشده X100.

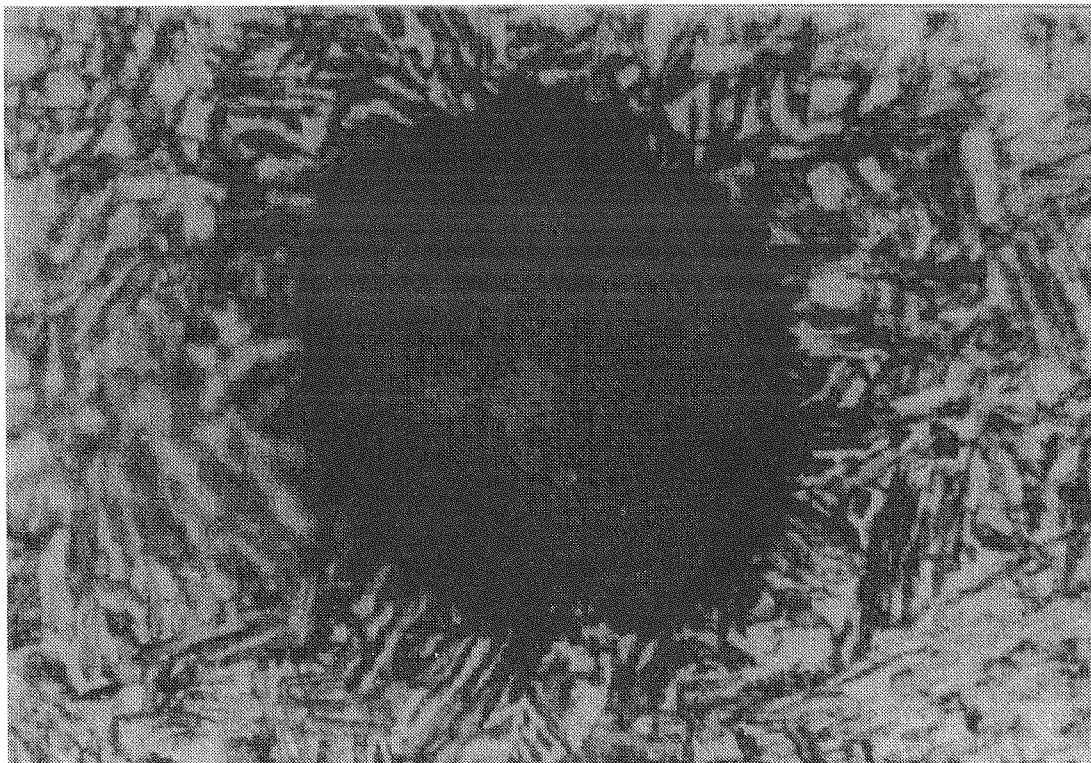


شکل (۵) نمونه چدن نشکن ریختگی، اج نشده X400.

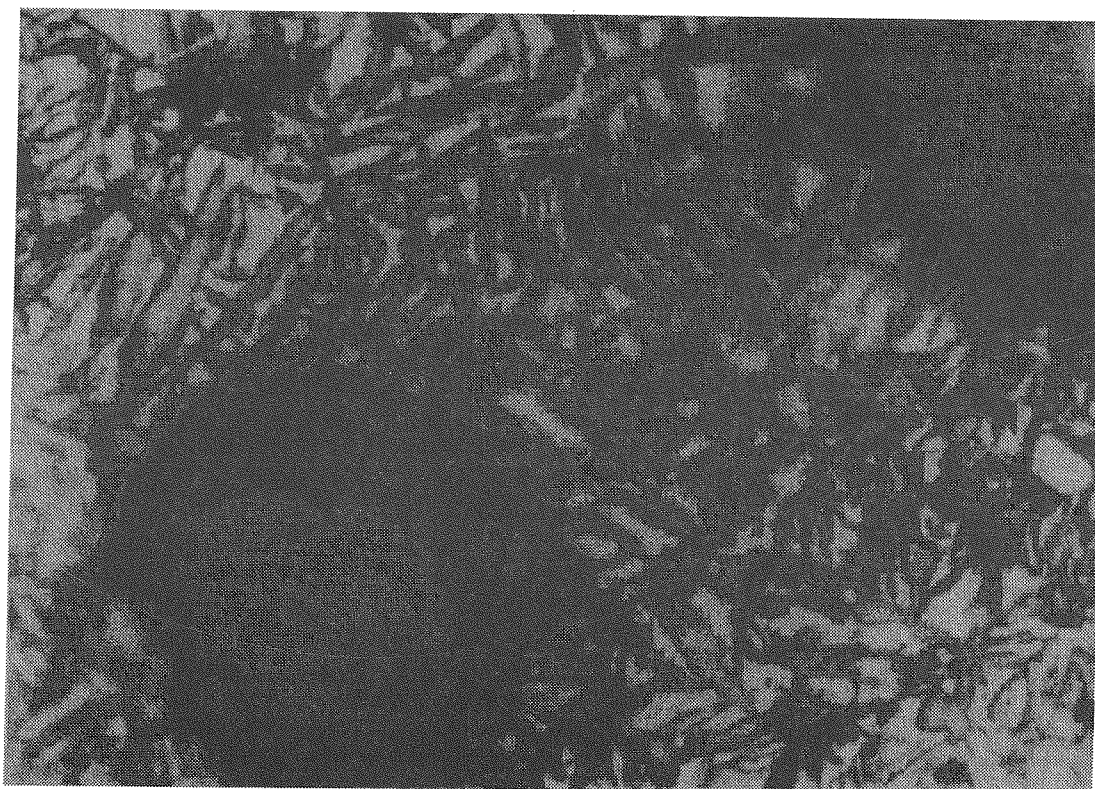




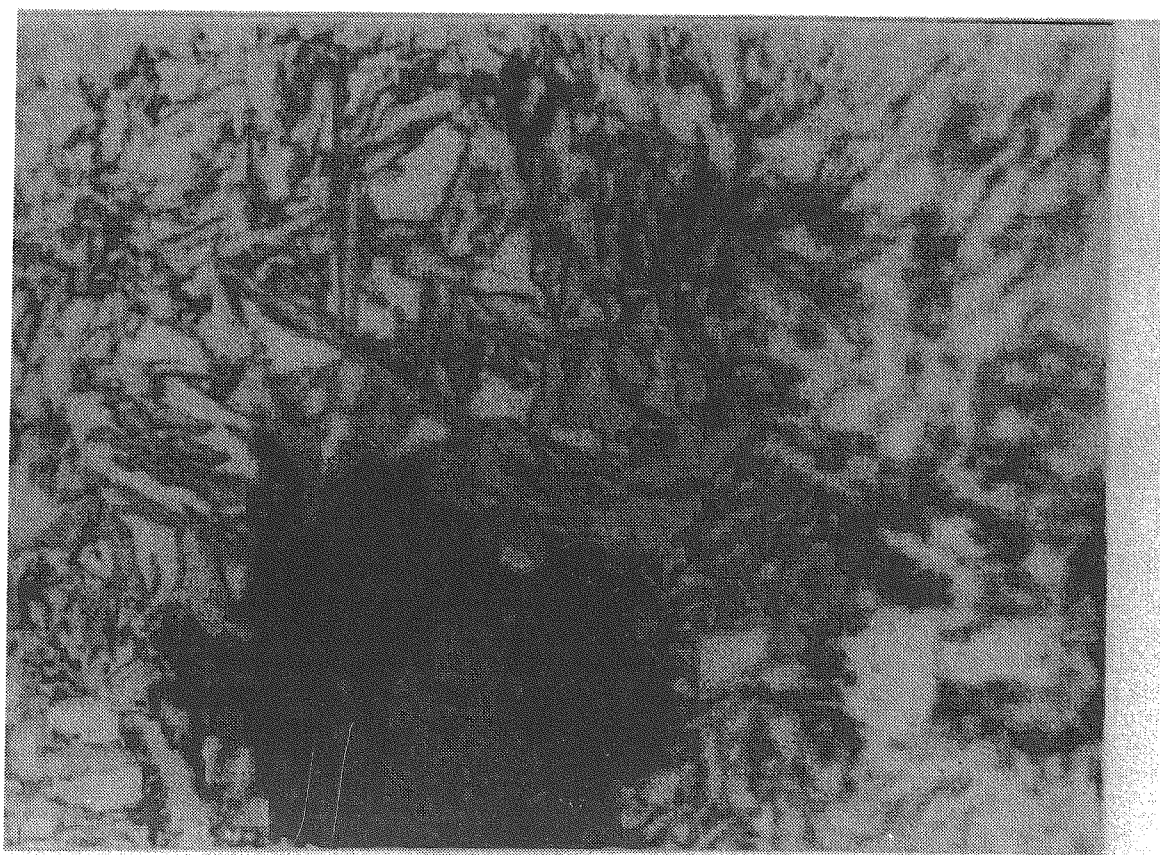
شکل (۶) ساختار میکروسکوپی نمونه چدن نشکن آستنبر، محلول اچ نیتال ۲٪، X1000.  
( $T_{\gamma} = 900^{\circ}\text{C}$     $T_A = 250^{\circ}\text{C}$     $t_A = 60\text{min}$ )



شکل (۷) ساختار میکروسکوپی نمونه چدن نشکن آستنبر، محلول اچ نیتال ۲٪، X1000.  
( $T_{\gamma} = 900^{\circ}\text{C}$     $T_A = 250^{\circ}\text{C}$     $t_A = 120\text{min}$ )

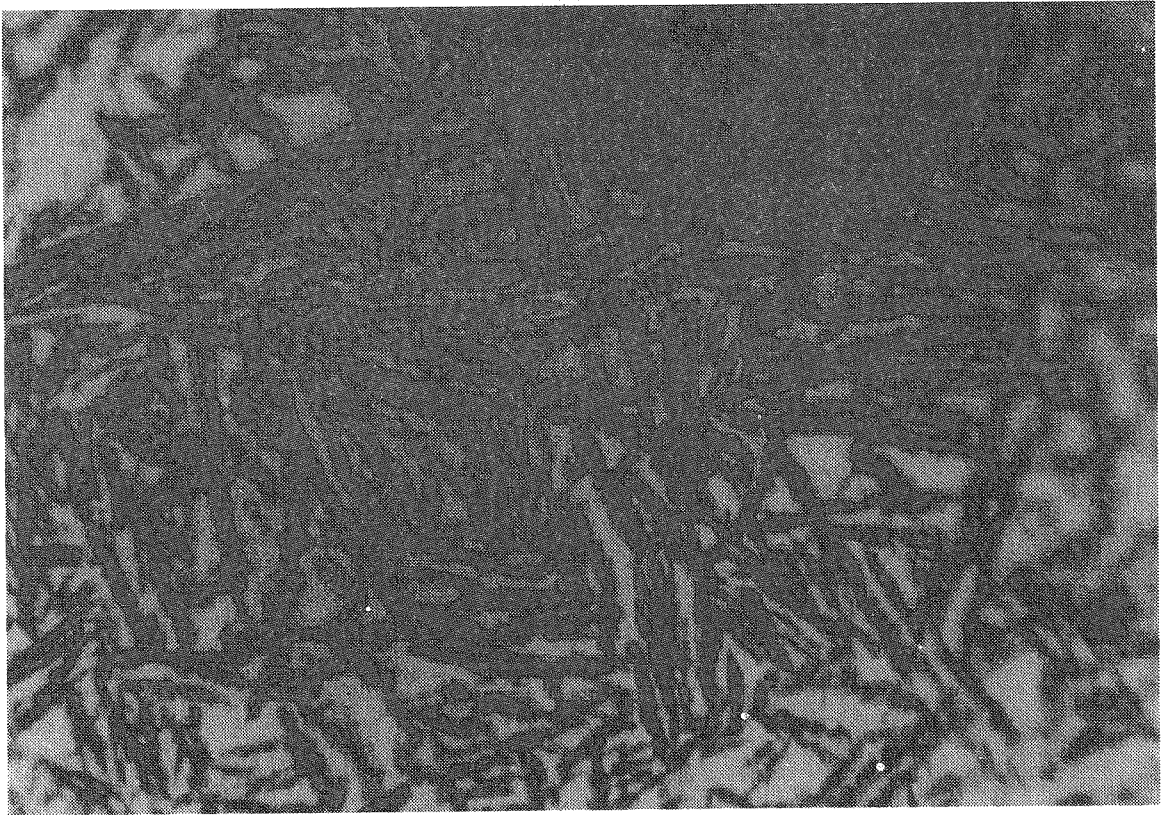


شکل (۸) ساختار میکروسکوپی نمونه چدن نشکن آستمبر ، محلول اچ نیتال ۲٪ X1000.  
( $T\gamma = 900^{\circ}\text{c}$      $T_A = 350^{\circ}\text{c}$      $t_A = 120\text{min}$ )

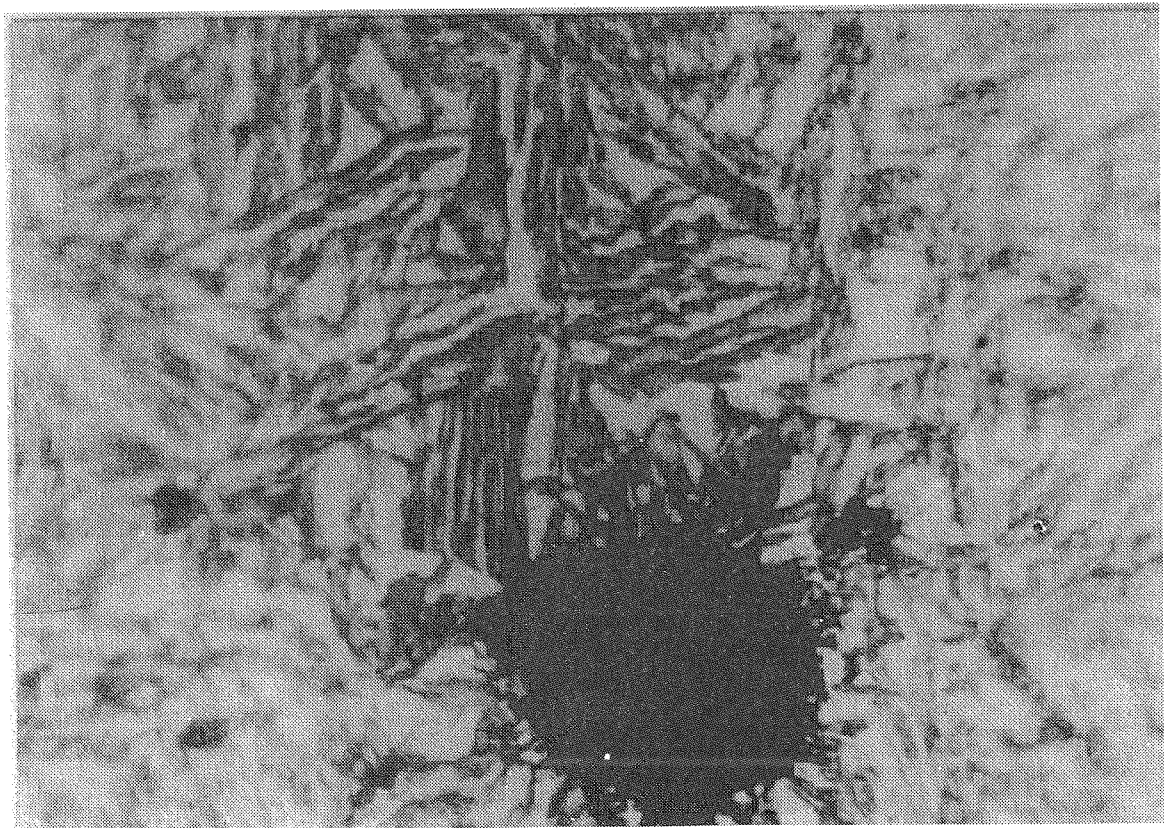


شکل (۹) ساختار میکروسکوپی نمونه چدن نشکن آستمبر ، محلول اچ نیتال ۲٪ X1000.  
( $T\gamma = 900^{\circ}\text{c}$      $T_A = 350^{\circ}\text{c}$      $t_A = 120\text{min}$ )

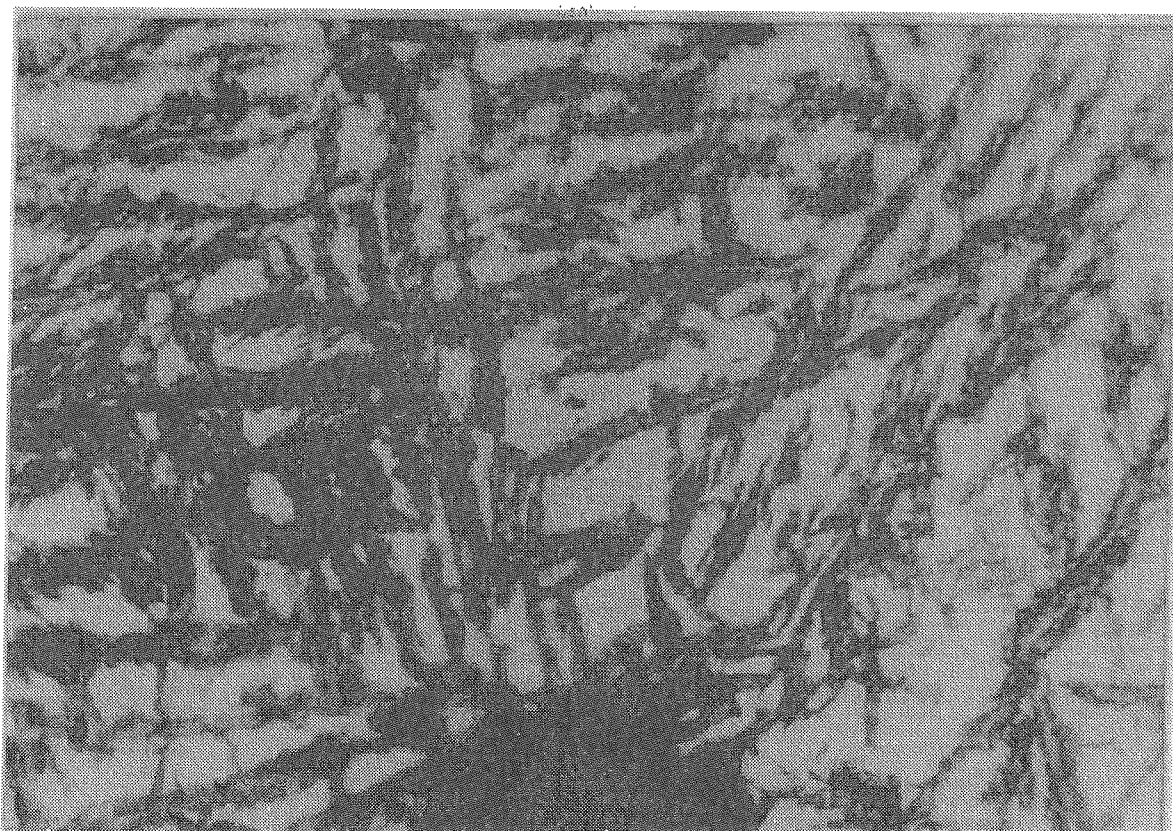




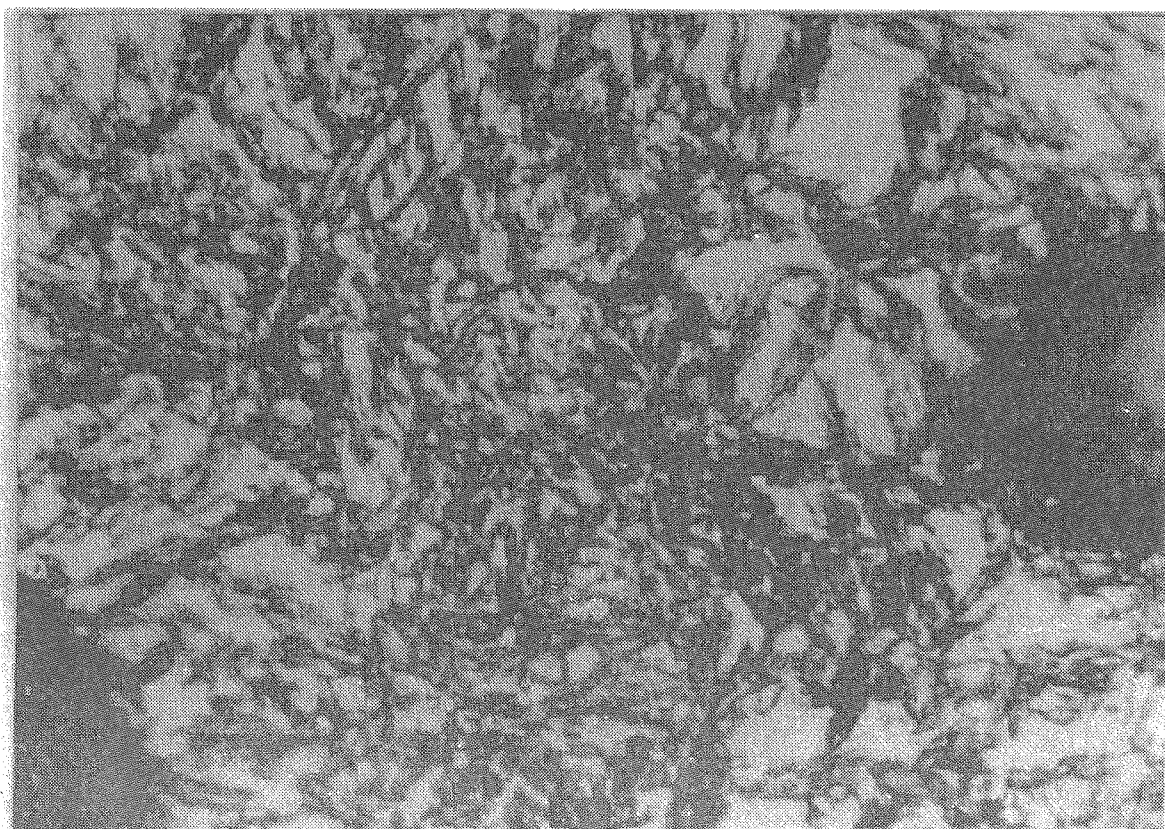
شکل (۱۰) ساختار میکروسکوپی نمونه چدن نشکن آستمبر ، محلول اچ نیتال ۲٪ ، X1000.  
( $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$      $T_A = 250^{\circ}\text{C}$      $t_A = 60\text{min}$ )



شکل (۱۱) ساختار میکروسکوپی نمونه چدن نشکن آستمبر ، محلول اچ نیتال ۲٪ ، X1000.  
امیرکبیر / سال دهم / شماره ۳۹    ( $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$      $T_A = 250^{\circ}\text{C}$      $t_A = 120\text{min}$ )



شکل (۱۳) ساختار میکروسکوپی نمونه چدن نشکن آستنیت، محلول اچ نیتال ۲٪، X1000.  
( $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$      $T_A = 350^{\circ}\text{C}$      $t_A = 60\text{min}$ )

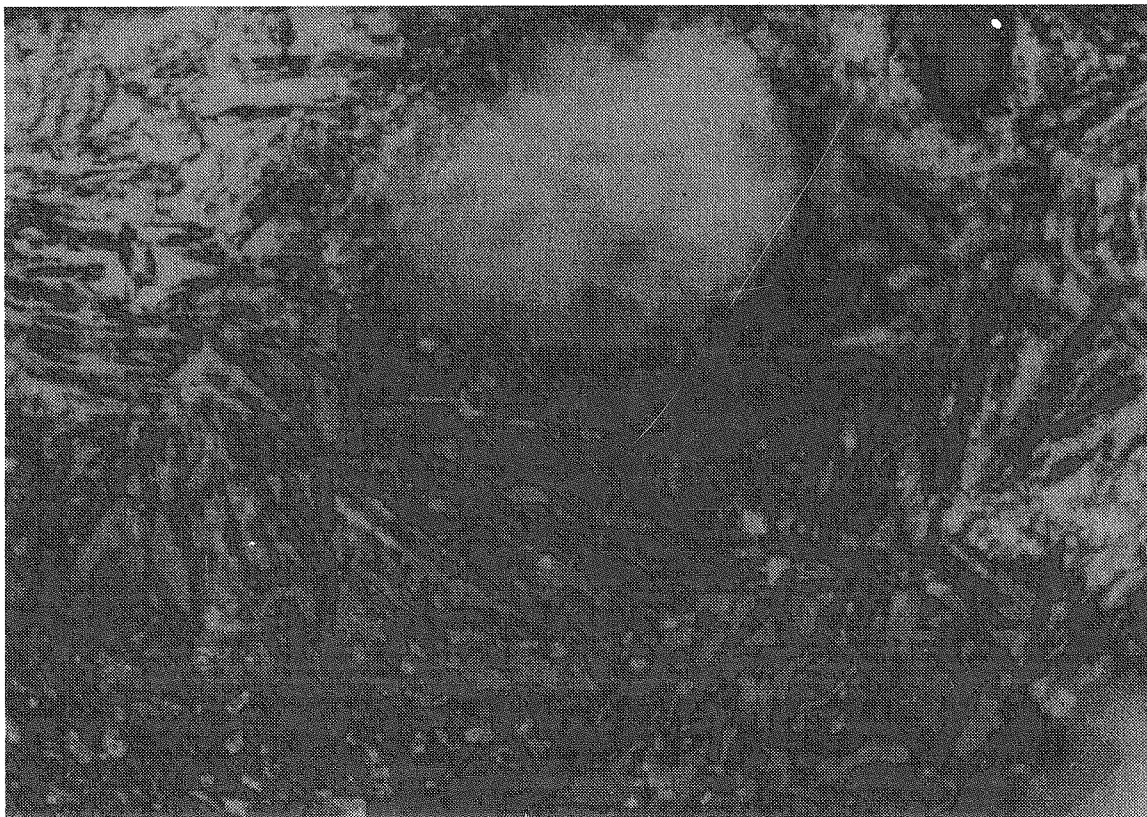


شکل (۱۳) ساختار میکروسکوپی نمونه چدن نشکن آستنیت، محلول اچ نیتال ۲٪، X1000.

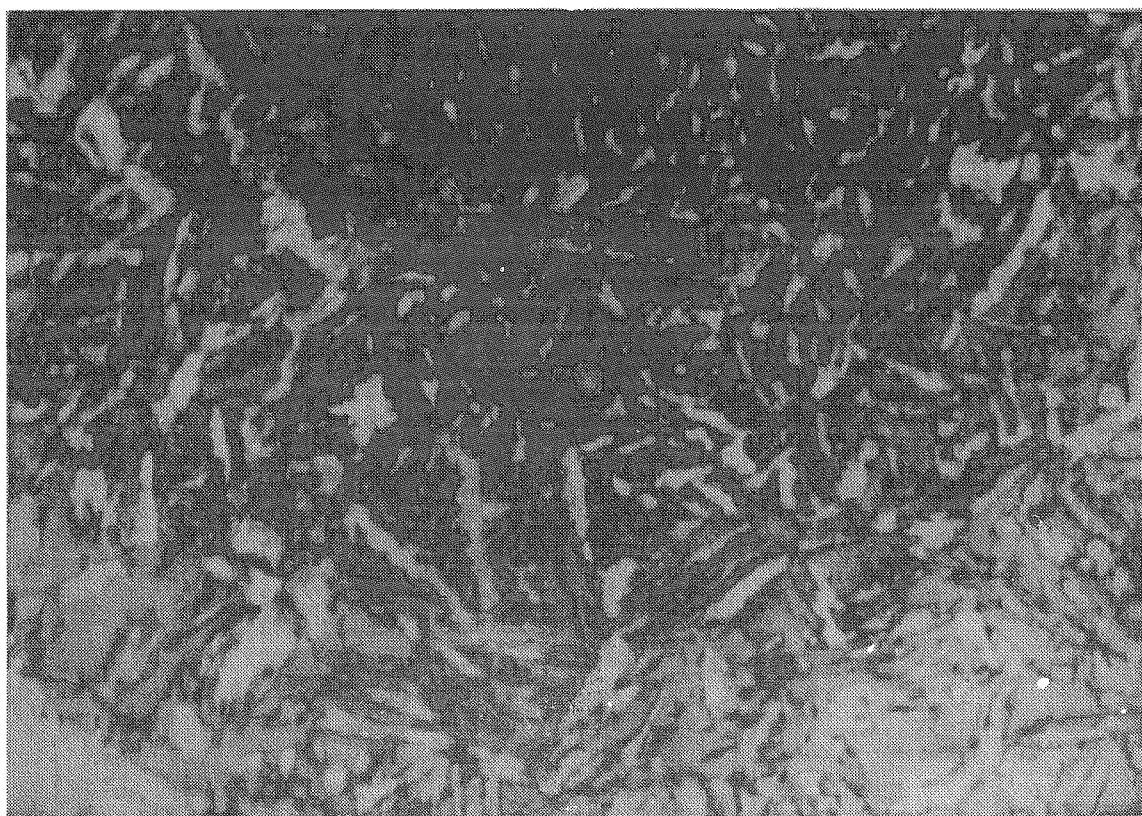
( $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$      $T_A = 350^{\circ}\text{C}$      $t_A = 120\text{min}$ )

امیر کبیر / سال دهم / شماره ۳۹





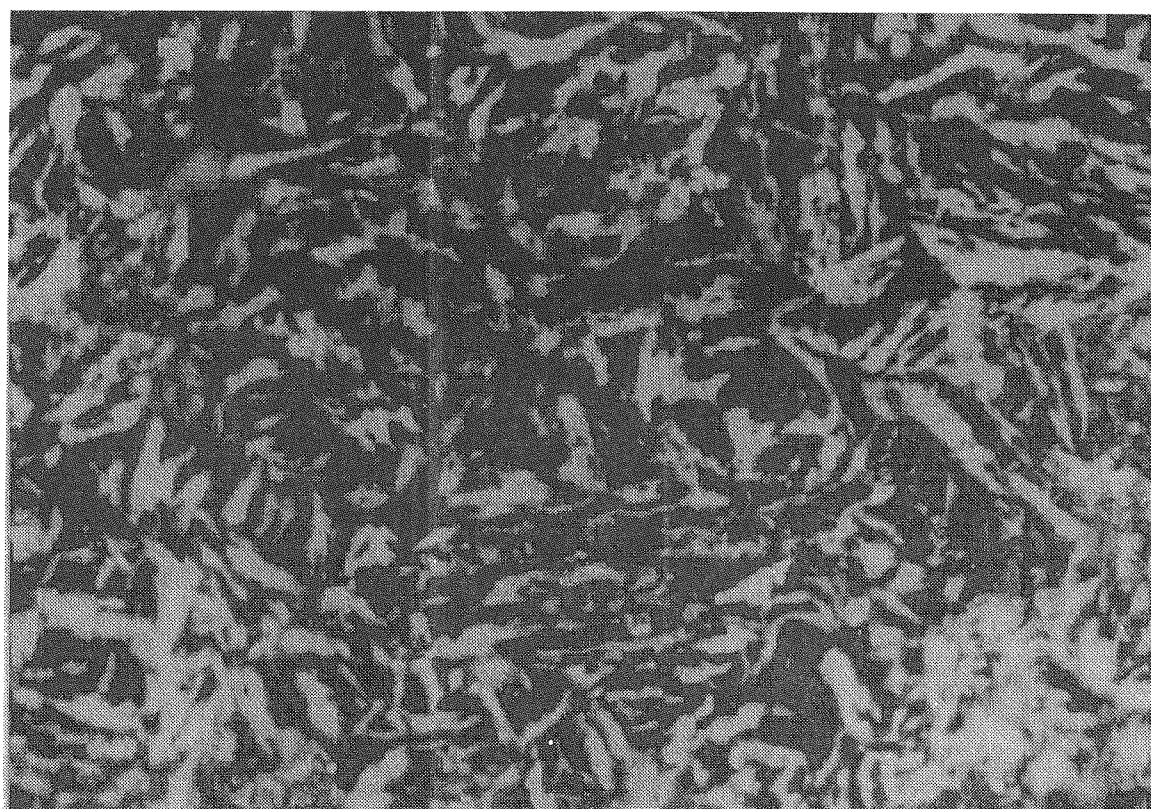
شکل (۱۴) تصویر میکروسکوپی ریختگی چدن نشکن آستمپر X1000.  
( $T_{\gamma} = 900^{\circ}\text{C}$      $T_A = 250^{\circ}\text{C}$      $t_A = 60\text{min}$ )



شکل (۱۵) تصویر میکروسکوپی ریختگی چدن نشکن آستمپر X1000.  
( $T_{\gamma} = 900^{\circ}\text{C}$      $T_A = 250^{\circ}\text{C}$      $t_A = 120\text{min}$ )

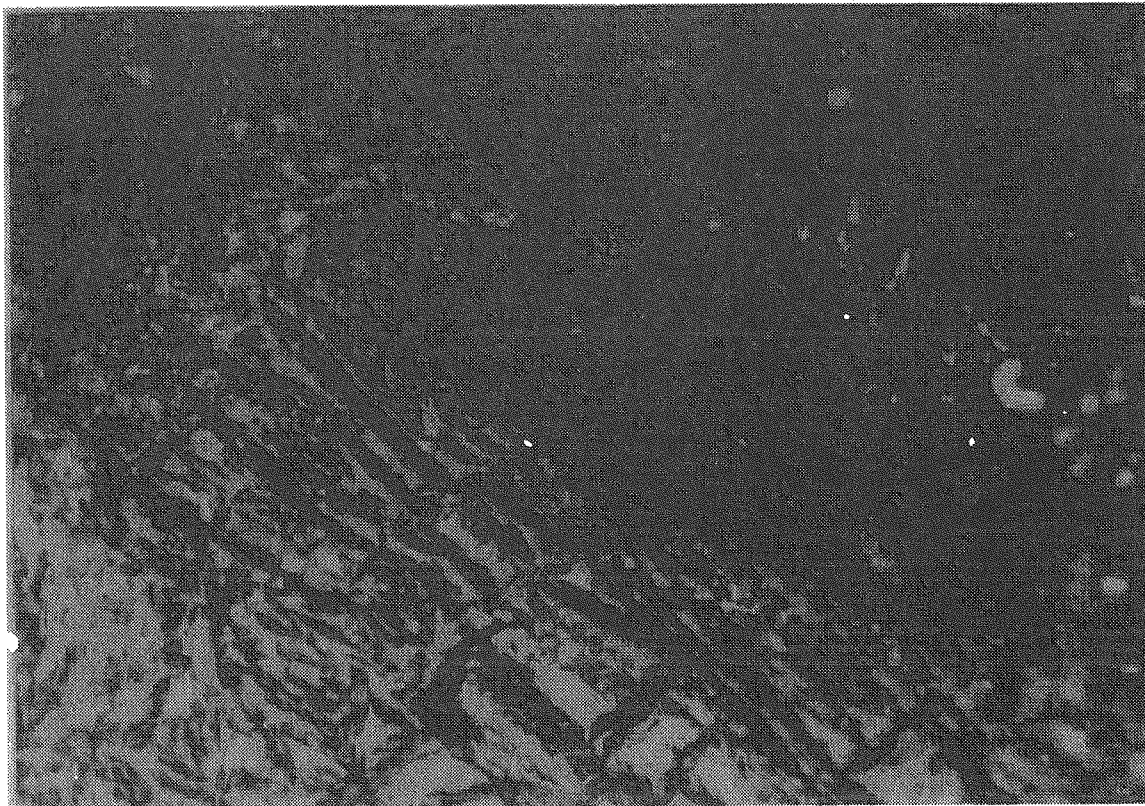


شکل (۱۶) تصویر میکروسکوپی ریختگی چدن نشکن آستمپر X1000.  
( $T\gamma = 900^{\circ}\text{c}$      $TA=350^{\circ}\text{c}$      $tA = 60\text{min}$ )

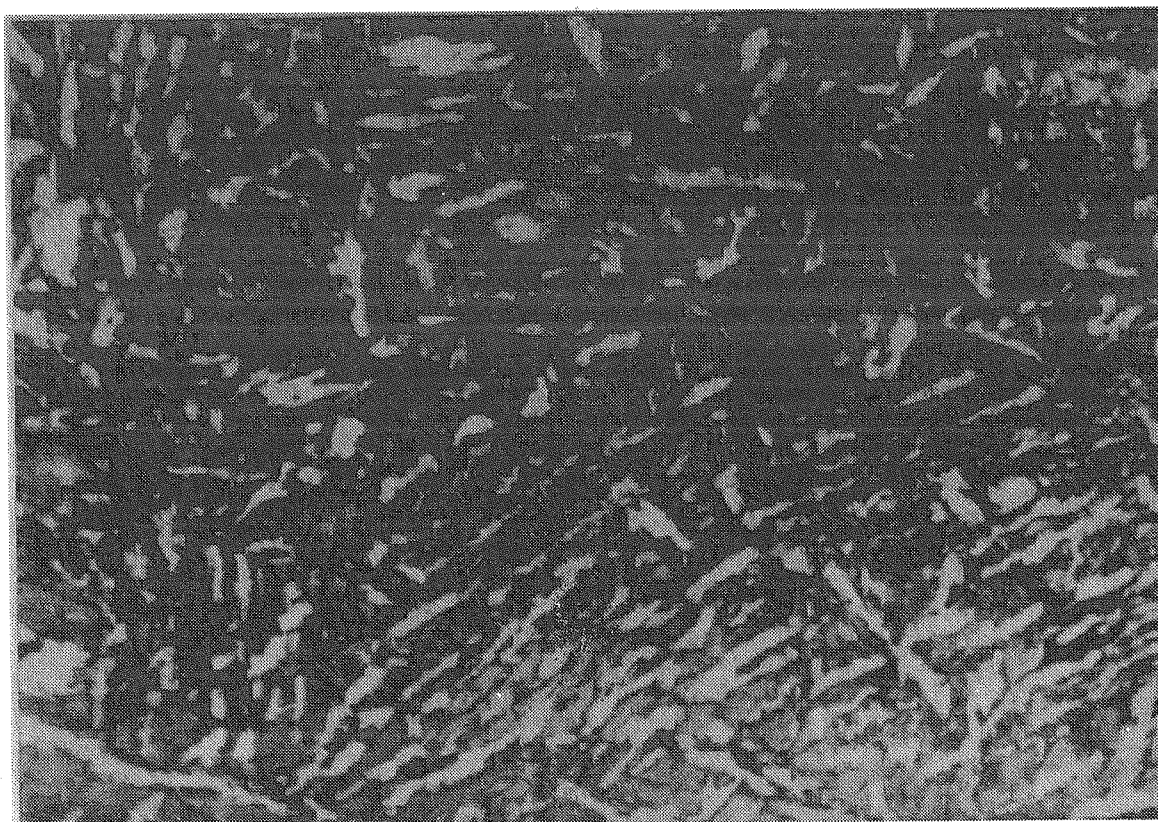


شکل (۱۷) تصویر میکروسکوپی ریختگی چدن نشکن آستمپر X1000.  
( $T\gamma = 900^{\circ}\text{c}$      $TA=350^{\circ}\text{c}$      $tA = 120\text{min}$ )





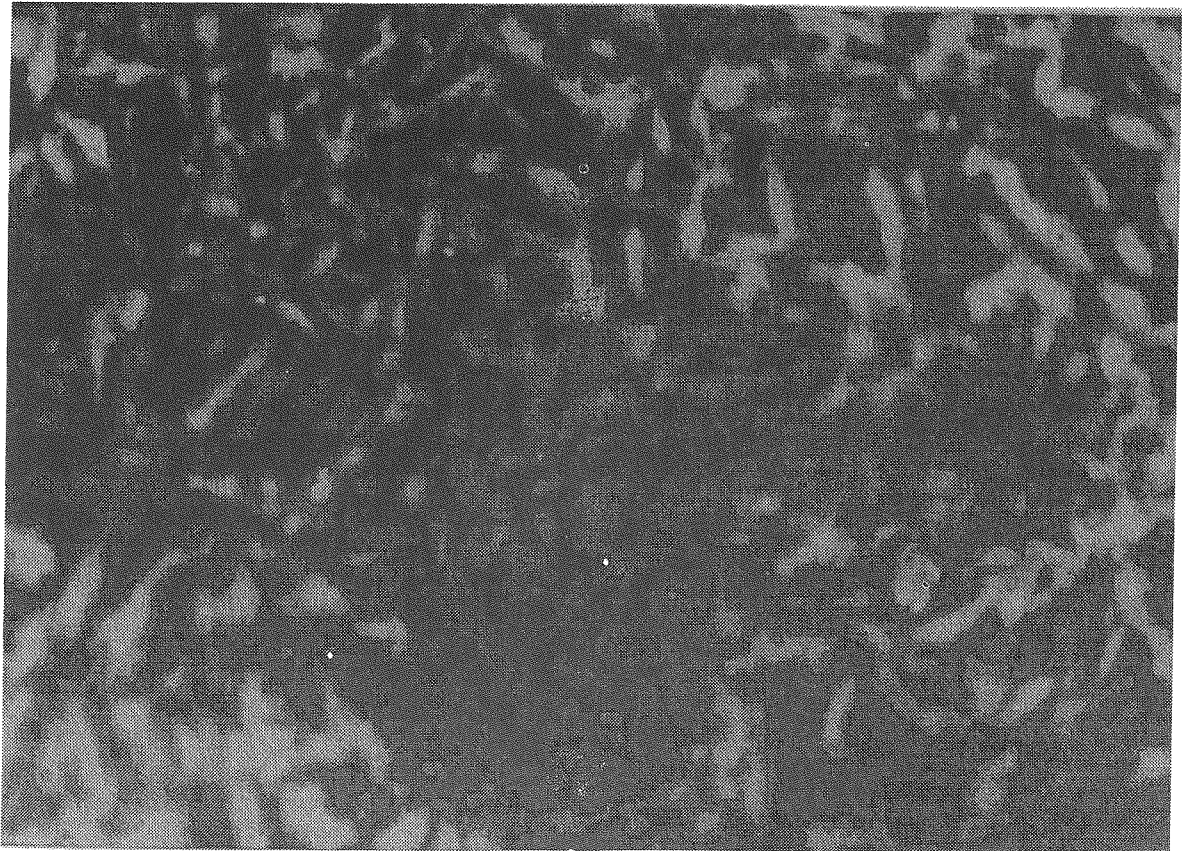
شکل (۱۸) تصویر میکروسکوپی ریختگی چدن نشکن آستمپر X1000.  
( $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$     $T_A = 250^{\circ}\text{C}$     $t_A = 60\text{min}$ )



شکل (۱۹) تصویر میکروسکوپی ریختگی چدن نشکن آستمپر X1000.  
( $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$     $T_A = 250^{\circ}\text{C}$     $t_A = 120\text{min}$ )



شکل (۲۰) تصویر میکروسکوپی ریختگی چدن نشکن آستمپر 1000X.  
( $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{c}$      $T_A = 350^{\circ}\text{c}$      $t_A = 60\text{min}$ )



شکل (۲۱) تصویر میکروسکوپی ریختگی چدن نشکن آستمپر 1000X.  
( $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{c}$      $T_A = 350^{\circ}\text{c}$      $t_A = 120\text{min}$ )

- [1] K.B. Rundman "ADI. Striving for Improvements  
" World conference on ADI /1991 Chicago,  
USA.
- [2] R.A. Harding "Control of Retained Austenite  
Content of ADI" World Conference on ADI  
1991/chicago/USA.
- [۳] اصول و کاربرد عملیات حرارتی فولادها و چدن‌ها،  
دکتر محمدعلی گل‌عذار.
- [4] F.S. Ross, B. K. Gupta "Experience of FIAT and  
Holcroft with Austempring of Nodular Cast Iron  
Automobile Components" FIATs. P. A, Torino,  
ITALY.
- [5] K.L. Hayrynen, c. T Snow, D. J. Moore. K. B.  
Roundman" Micro Structure and Tensile Proper-  
ties, of Low Alloy Small Section Size Casting",  
World conference on ADI, 1991 Chicago, USA.
- [6] Okagaki, Asui, Tok uyoshi, Kustunok. Applica-  
tion of ADI to Automotive, Automoti Parts",  
World conferece on ADI, 1991 Chicago, USA.
- [۷] محمد ضرابیان، پایان نامه کارشناسی ارشد،  
مقایسه خواص مکانیکی و سطحی فولاد فورج  
کربوره و تمپر شده با چدن نشکن آستمپر شده  
(ADL) آذر ۱۳۷۵.
- [۸] محمد ضرابیان، سید محمد علی بوتراپی «تحقیق در  
رفتار سایشی چدن‌های نشکن آستمپر و فولادهای  
فورج کربوره و تمپر شده» نهمین سمینار سالانه  
جامعه ریخته گران ایران، علم و صنعت ایران ۱۳۷۶.
- [9] R, Viau, M. Gagne, R. Thibau "Cu - Ni Alloyed  
Austempered Ductile Irons" AFS Transactions,  
87-77.
- [10] M. Grech, J. M. Young, "Impact Properties of a  
Cu-Ni Austempered Ductile Iron" Cast Metals  
Vol. 1 No. 2, PP. 98-103, 1988.
- [11] F. Defoirdt, "Research, Development and In-  
dustrial Application of ADI at Ferromatrix  
Foundries" World conference on ADI, 1991  
Chicago, USA.
- [12] Kovacs, "The Effect of Alloying Elements and  
Their segregation in ADI", World Conference  
on ADI, 1991 Chicago/USA/.
- [13] J.A. Sikora, H.A. Dallo, Guriburu, "ADI in Ar-  
gentina: Development and Applications" World  
conference on ADI, 191 Chicago, USA.
- [14] J. Moore, T. N. Rouns, k.B. Roundman, "Struc-  
ture and Mechanical Properties of ADI", AFS  
Trans. PP. 705-718.
- [15] T.S. Shin, P.Y. Lin, C.H. Chang, " A Study of  
the Austempring of Cu-Ni Alloyed Ductile  
Iron" AFS Trans. PP. 604-630.
- [16] S.M.A. Boutorabi, "Ph.D. thesis, Birmingham  
University, 1991.