

# ۱) شناخت مکانیسم بازگشت فولادهای مخصوص Fe-Cr-C (با ۱۳٪ کرم) پس از آبدادن

نوشته:

ولی اله جعفری

استادیار دانشکده فنی

چکیده:

فولادهای کرم دار که بنام فولادهای زنگ نزن نیز معروفند در صنعت حائز اهمیت زیادی میباشد و در بخشهای مختلف صنعت بخصوص سانترالهای حرارتی و صنایع مواد غذایی و شیمیائی بکار میروند زیرا این آلیاژها دارای خواص مخصوصی میباشد که سایر فولادها فاقد آن هستند ، بعنوان مثال مقاومت آنها در مقابل عوامل خوردنده و حرارت بسیار عالی بوده همچنین دارای مقاومت بفرسایش خوبی میباشد . یکی از دلایل دیگر گسترش کاربرد این فولادها اینست که ، در هنگام بازگشت پس از آبدادن ، تغییرات ساختمانی پیدا کرده و ایجاد کربورهای مختلفی مینمایند و تشکیل همین کربورها است که خواص مختلفی باین فولادها میدهد .

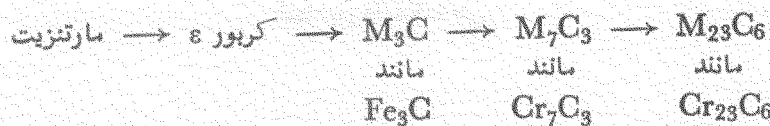
یادآوری میکنیم که طبق تعاریف کلاسیک متالورژی ، بازگشت عبارت از گرم کردن فلز آبداده تا درجه حرارتی کمتر از  $AC_1$  میباشد . هنگام بازگشت دگرگونیهای مختلفی در فولاد آبدیده بوجود آمده باعث تغییر ساختمان آن میگردد . این تغییر ممکن است فیزیکی و یا شیمیائی باشد . عمل بازگشت با کاهش تنش و ایجاد رسوب همراه میباشد ، عبارت دیگر در هنگام بازگشت ، ساختمان مارتنزیتی فولاد تغییر پیدا کرده و پدیدههای گوناگونی را سبب میشود :

الف - از نظر ساختمانی ممکن است پدیده ترمیم در آن صورت گیرد .

ب - رسوب در آن بوجود آید . در هر حال این عمل که تابع درجه حرارت ، زمان نگهداری نمونه در درجه حرارت مورد نظر و سرعت گرم کردن میباشد روی خواص فیزیکی ، شیمیائی و مکانیکی فولاد اثر

زیادی دارد و بهمین دلیل است که بازگشت این فولادها از نظر صنعتی اهمیت زیادی داشته و مورد توجه دانشمندان و صاحبان صنایع میباشد .

مکانیسم بازگشت این فولادها برخلاف فولادهای کربن دار هنوز بخوبی شناخته نشده است و در باره مراحل مختلف آن اتفاق نظر وجود ندارد . آنچه تا بحال درباره مکانیسم بازگشت این نوع فولادها بیان شده است بطور فهرست وار در زیر ذکر خواهد شد . میدانیم که کرم یک عنصر  $\alpha$  ژن و کربور ساز است و در فولادها باعث تشکیل کربور کرم میگردد . ساختمان این کربورها تا حدی پیچیده است زیرا اتمهای کربن و آهن میتوانند جانشین یکدیگر گردند ، مثلاً درسمانتیت که دارای ساختمان ارتورمبیک است کرم جانشین آهن شده و سمانتیت جانشین شده  $(Fe-Cr)_3C$  را ایجاد میکند . میزان کرم جانشین شده در سمانتیت تا حدود ۱۵٪ است . برعکس در کربور کرم  $Cr_{23}C_6$  اتمهای آهن تا حدود ۳۰٪ جانشین اتمهای کرم میگردد . ترتیب تجزیه فولادهای کرم دار مارتنزیتی در هنگام بازگشت بسیار پیچیده است و مکانیسم زیر را برای آنها پیشنهاد کرده اند .

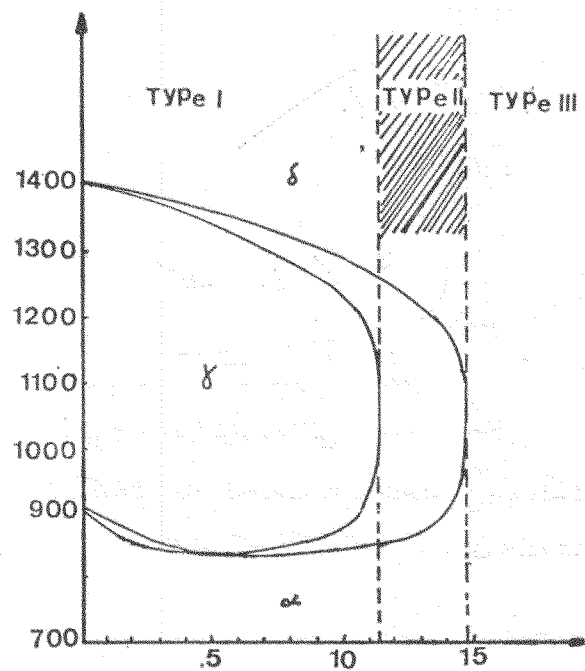


ولی این ترتیب کاملاً مشخص نیست . آنچه که در این مکانیسم مورد شک و تردید بیشتری است وجود کربور ( اسیلون ) و  $M_7C_3$  میباشد . عده ای از محققین معتقدند که کربور اسیلون در فولادهای کرم دار بوجود نمیاید . عده ای دیگر وجود آنرا تأیید مینمایند . کرم که یک عنصر کربور ساز میباشد فاعداً باید این کربور را تثبیت کند ولی چنین بنظر میرسد که اثر تثبیت کنندگی آن پس از افزایش مقدار معینی کرم بفولاد ظاهر میگردد . مثلاً<sup>(۱)</sup> نتوانسته است وجود چنین کربوری را در فولادی که دارای ۱۲٫۲۲٪ کرم و ۲٪ کربن است و از ۱۰۳۸ درجه سانتیگراد آبداده شده تأیید نماید . برعکس<sup>(۲)</sup> وجود این کربور را در فولادیکه دارای ۱۲٫۲۸٪ کرم و ۱٫۶٪ کربن است تأیید میکند .

هدف ما نیز بررسی مکانیسم بازگشت فولادهای کرم دار و تا حد امکان روشن کردن مکانیسم فوق الذکر است . در این بررسی آلیاژهای بکار برده شده عبارتست از :

	C %	Cr %	Mn %	Si %	Ni %	S %	P %	N %
Fl	۰.۱۰	۱۲.۲۳	۰.۵۱	۰.۲۹	۰.۲۵	۰.۰۱۵	۰.۰۲	
U <sub>12</sub>	۰.۲۱	۱۳.۲۲	۰.۴۹	۰.۳۷	۰.۲۵	۰.۰۱۷	۰.۰۱۷	
P <sub>12</sub>	۰.۲۷	۱۳.۴۷	۰.۴۸	۰.۳۲	۰.۲۵	۰.۰۲۳	۰.۰۲۳	۰.۰۳
P <sub>12</sub> C	۰.۳۴	۱۳.۴۰	۰.۵۴	۰.۳۵	۰.۲۵	۰.۰۱۶	۰.۰۲۷	
X <sub>13</sub>	۰.۲۹۲	۱۲.۱	۰.۴۰	۰.۵۸	—	۰.۰۰۵	۰.۰۱۳	

بعلاوه برای بررسی اصولی مکانیسم بازگشت، در آزمایشهای فوق الذکر از فولادهای کرم داری که در کوره پلاسما تهیه شده است استفاده نموده ایم. فولادهای یاد شده طبق تعریف<sup>(۱)</sup> از نوع دوم میباشد (شکل ۱).



شکل ۱ - دیگر تعادل آلیاژی آهن کرم

شرایط تجربی و وسایل آزمایش :

الف - وسایل آزمایش عبارتند از :

۱ - انبساط سنج مقایسه‌ای Dilatometre differentielle

۲ - میکروآنالیز گرمایی مقایسه‌ای Micro - Analyse thermique Differentielle

۳ - مقاومت مخصوص در حرارت پائین (هیدروژن مایع ۲ و ۳ -) و در حرارت بالا

۴ - سختی ویکرز

۵ - متالوگرافی

۶ - اشعه ایکس

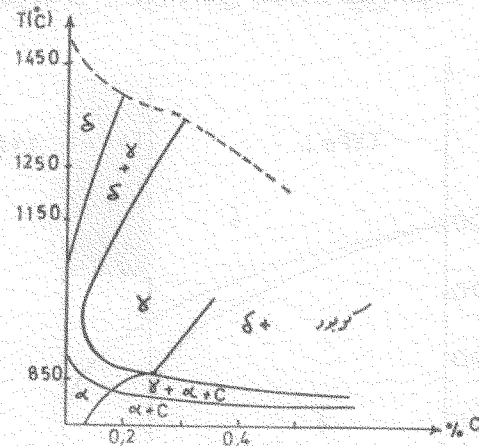
۷ - استفاده از تکنیک مالش داخلی Frotement interne در این روش از پاندول<sup>(۱)</sup> استفاده

شده است .

ب - شرایط تجربی :

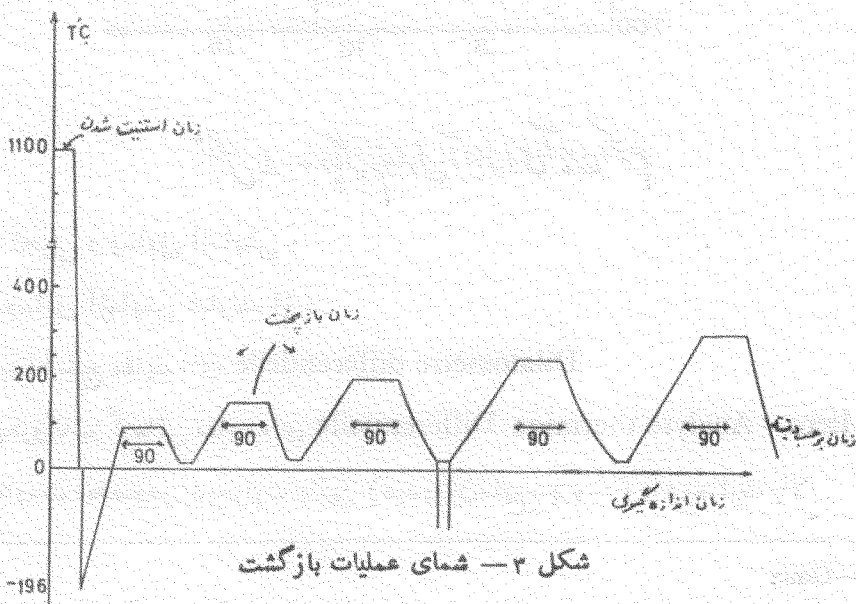
برای تهیه نمونه‌ها ابتدا نمونه‌های لازم را در کوره استوانه‌ای در محیط گاز آرگون تا ۱۱۰۰

درجه سانتیگراد بمدت بیست دقیقه گرم کرده و آنگاه بسرعت آنها را در آب صفر درجه سرد میکنیم (شکل ۲) .



شکل ۲ - دیاگرام سه تایی Fe-Cr-C

برای اینکه مقدار استنیت باقیمانده کاهش یابد نمونه‌ها را بلافاصله تا ۱۹۶- درجه سانتیگراد (ازت سابع) سرد مینماییم . اصول شرایط تجربی بطور شماتیک در (شکل ۳) نشان داده شده است . سپس هر یک از

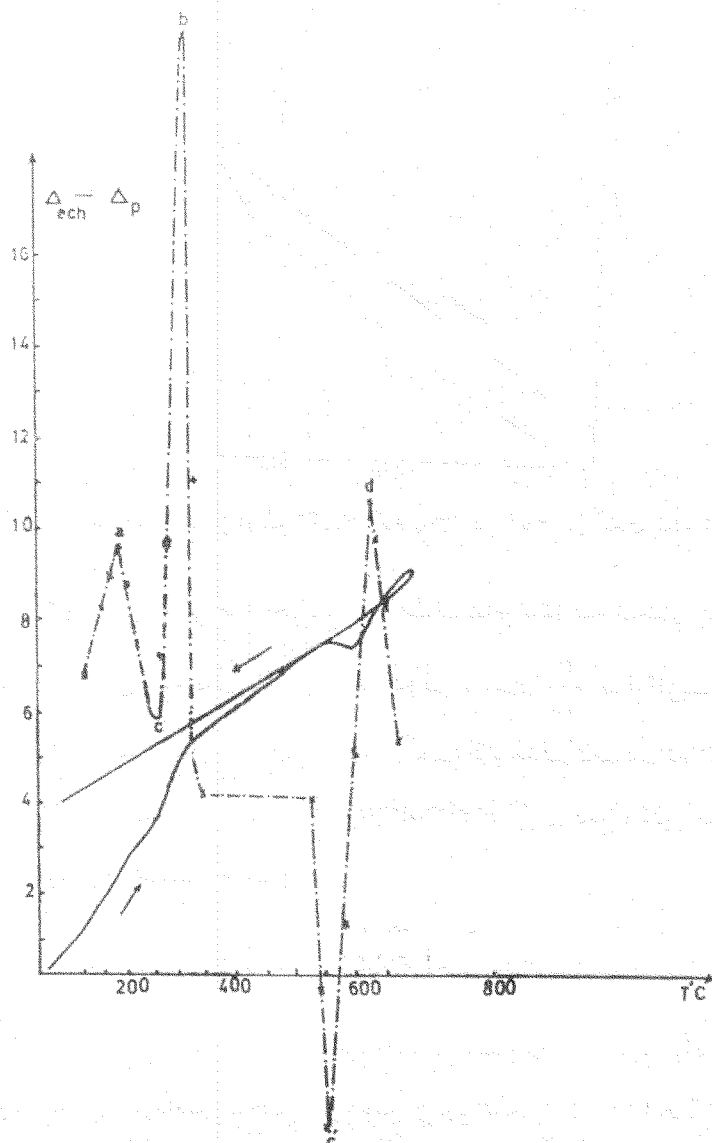


شکل ۳ - شمای عملیات بازگشت

نمونه‌ها مورد آزمایش قرار میگیرند. اضافه میشود که برای اشعه ایکس از پودر فولادهای جدول ۱ که بطور ایزو ترم در درجات حرارت مورد نظر بمدت ۹ دقیقه و در بعضی شرایط ۸ ساعت بازگشت شده است استفاده نموده‌ایم. درجه حرارت بازگشت بین حرارت محیط و ۷۰۰ درجه سانتیگراد در نظر گرفته شده است.

بررسی و تفسیر نتایج

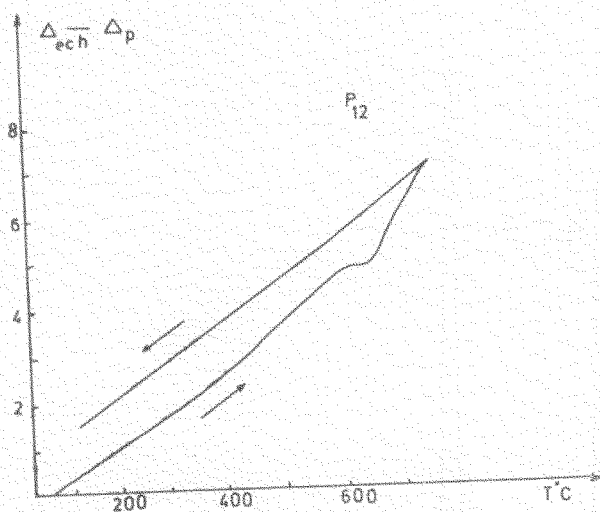
با مراجعه به منحنیهای حاصل از انبساط سنج مقایسه‌ای، میکروآنالیز گرمائی، مقاومت مخصوص در حرارت پائین، سختی ویکرز و تکنیک مالش داخلی مشاهده میکنیم که بین درجه حرارت محیط و ۴۰۰ درجه دوسرجه بازگشت (در حرارت ۱۸۰° و ۲۳۰° درجه سانتیگراد) و پس از آن تا ۷۰۰ درجه یک مرحله دیده میشود (حدود ۶۰ درجه سانتیگراد) به عبارت دیگر در روی منحنیهای فوق الذکر مینیمم، و یا ماگزیممهایی دیده میشود که دلیل بر پیدایش دوفاز جدید در ساختمان مارتنزیتی این فولادها میباشد. مثلاً در منحنی شکل ۴ دوانقباض (بین صفر و ۴۰۰°) و در روی منحنی شکل ۷a و ۷b و ۸ و ۹



شکل ۴a - شکل کلی - منحنیهای انبساط فولادهای مطالعه شده (جدول ۱) بازگشت فولاد آبدیده Fi ۲۵

دوپیک یا قله وجود دارد که معرف پیدایش دگرگونی‌هایی در ساختمان مارتنزیت می‌باشد ، در صورتیکه اگر بمنحني‌های حاصل از فولاد کرم‌داری که ، بوسیله کوره پلازما تهیه کرده‌ایم مراجعه کنیم ، چنین مراحل را مشاهده نمی‌کنیم . بنابراین ، این دگرگونی خاص ساختمان مارتنزیت، که از اتم‌های بین نشین (کرین و ازت) اشباع شده است ، می‌باشد .

از نقطه نظر فیزیکی میتوان گفت که عمل ترمیم صورت گرفته است بعبارت دیگر در این عمل بین کمبودهای اتمی ، نابجائی و اتم‌های حل شده (ازت و کرین) واکنش‌هایی صورت گرفته است . معه‌ذا پیدایش یک‌فاز دیگر ، مانند رسوب ، مهمتر و بارزتر جلوه میکند و در حقیقت باید گفت که واکنش پیچیده‌تری بین معایب شبکه و اتم‌های بین نشین و پدیده ابر و بالاخره تجمع صورت می‌گیرد .



شکل b - تغییرات انبساط فولاد  $P_{12}C$  که قبلاً در  $250^\circ$  بازگشت شده است

دوانقباض اولیه‌ای که در منحنی‌های حاصل از انبساط سنج مشاهده می‌کنیم شکل a و مربوط به خروج اتم‌های بین نشین و تشکیل رسوب می‌باشد بعبارت دیگر نسبت  $\frac{c}{a}$  مارتنزیت بسمت واحد میل می‌کند و در نتیجه حجم نمونه کاهش می‌یابد . البته میتوان گفت که حذف کمبودهای اتمی (Lacunes) و نابجائی‌ها باعث چنین انقباض‌هایی میشوند و بنا به گفته Clarebrough و همکارانش کاهش هر واحد اتمی نابجائی باعث انقباضی میشود که متناسب است با :

$$1,5 b^3$$

b بردار بورگر نابجائی است . ولی با توجه به دقت انبساط سنج نمیتوان دوانقباض یاد شده را فقط به حذف معایب فوق‌الذکر نسبت داد . در منحنی سختی نیز دو ماگزیم در حرارت  $168^\circ$  و  $228^\circ$  درجه مشاهده

میشود. معمولاً هنگام بازگشت یک فولاد آبدیده سختی کاهش مییابد این افزایش را می توان به متوقف شدن نابجائی ها بوسیله اتمهای بین نشین و یا به وجود تجمع و یا ایجاد رسوب و یا هر دو مکانیسم که همزمان باهم صورت میگیرند نسبت داد. ولی در این حالت باید یک ماگزیمم وجود میداشت و نه دو ماگزیمم. بنابراین میتوانیم بگوییم که دورحله در بازگشت این نوع فولادها (تا ۰.۰۴ درجه) دیده میشود. بعلاوه میتوان چنین فرض کرد که ابتدا اتمهای بین نشین رسوب کرده و مجدداً حل شده و درحرارتی بالاتر، فاز پایدارتری را بوجود می آورند. بهمین دلیل نیز ابتدا سختی کاهش یافته سپس افزایش مییابد و مجدداً نیز این عمل تکرار میگردد. بعلاوه اگر به مکانیسم اوروان\* orwan توجه کنیم (هرچه تفرق ذرات بیشتر باشد سختی بیشتر است) مشاهده خواهیم کرد که این پدیده تأیید دیگری بر فرضیه فوق میباشد.

دو ماگزیمی که (در ۱۸۰ و ۲۴۰ درجه سانتیگراد) در روی منحنی های مقاومت مخصوص درحرارت هیدروژن مایع (۲۰۳ K) مشاهده میگردد قابل توجه بیشتری است زیرا بازگشت یک فولاد آبدیده، همواره سبب کاهش مقاومت مخصوص آن میگردد (چون معایب شبکه کاهش مییابد). ولی در اینجا دو پیک کاملاً مشخص دیده میشود.

با توجه به تئوری<sup>(۱)</sup> میتوان پدیده فوق را بدین صورت توجیه کرد که: افزایش مقاومت مخصوص در اثر رسوب کردن فاز جدید میباشد و الکترونهاى آزاد باین ذرات رسوب برخورد کرده و پویش آزاد آنها را کاهش داده و بالنتیجه مقاومت مخصوص را افزایش میدهد. یادآوری میکنیم که طبق فرضیه دیگری ممکن است افزایش مقاومت مخصوص بعلت فصل مشترک رسوب تطابقی باشد. مطلب دیگری که یادآوری آن ضروری بنظر میرسد اینست که با افزایش تدریجی درجه حرارت باید قطر ذرات رسوب نیز افزایش یافته و بالنتیجه دانسیته نا بجائی ها و مقاومت مخصوص افزایش یابد و حال آنکه مقاومت مخصوص پس از مرحله اول کاهش مییابد که خود تناقضی برای در نظر گرفتن یک مرحله در بازگشت میباشد.

در مورد منحنیهای میکروآنالیز گرمائی بین ۱۱۰°C و ۳۰۰°C دو واکنش گرمازا بوقوع میپیوندد که خود معرف پیدایش دو فاز میباشد.

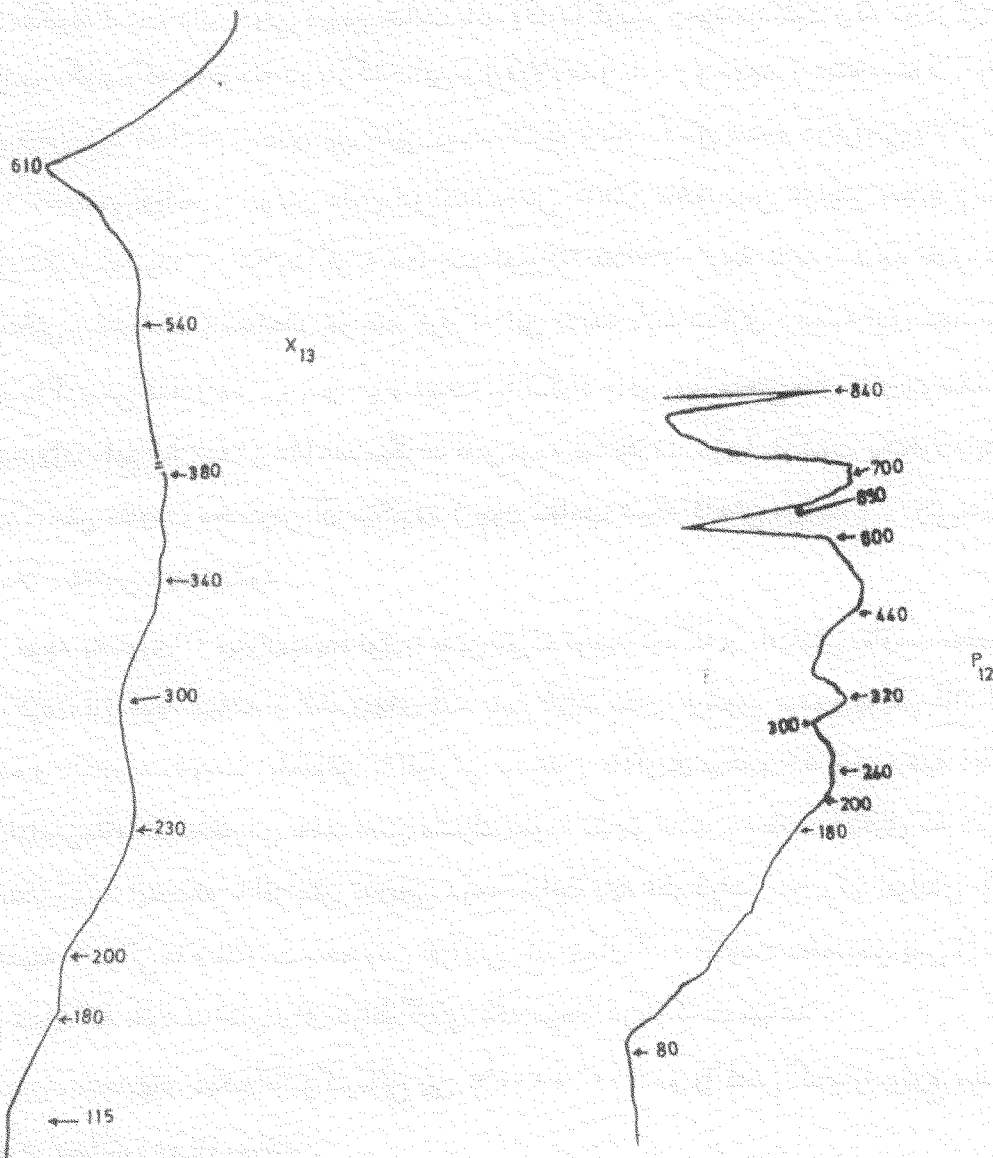
روی منحنیهای حاصل از تکنیک مالش داخلی که با فرکانس ۵۰۰۰ هرتز و توسط پاندول

\* رابطه اوران ب شکل زیر نوشته میشود:

$$\tau_y = \tau_0 + \frac{2T}{b\lambda}$$

در این رابطه  $\tau_y$  حدالاستیک  $\lambda$  فاصله بین دو ذره و  $T$  خط تانسیون نابجائی و  $b$  بردار بورگر است.

Collette انجام شده نیز دو پیک  $M_1$  و  $M_2$  دیده می شود که معرف وجود دو رسوب میباشد . متالوگرافی معمولی وجود هیچیک از دو رسوب ذکر شده را تأیید نمیکند ولی میکروسکپ الکترونی و تفرق الکترون



شکل ۶ - میکروآنالیز گرمائی مقایسه ای فولاد  $X_{12}$

شکل ۷ - میکروآنالیز گرمائی مقایسه ای فولاد  $P_{12}$

\* بر طبق قانون ماتیسسن Mathissen مقاومت مخصوص الکتریکی یک فلز طبق رابطه زیر است :

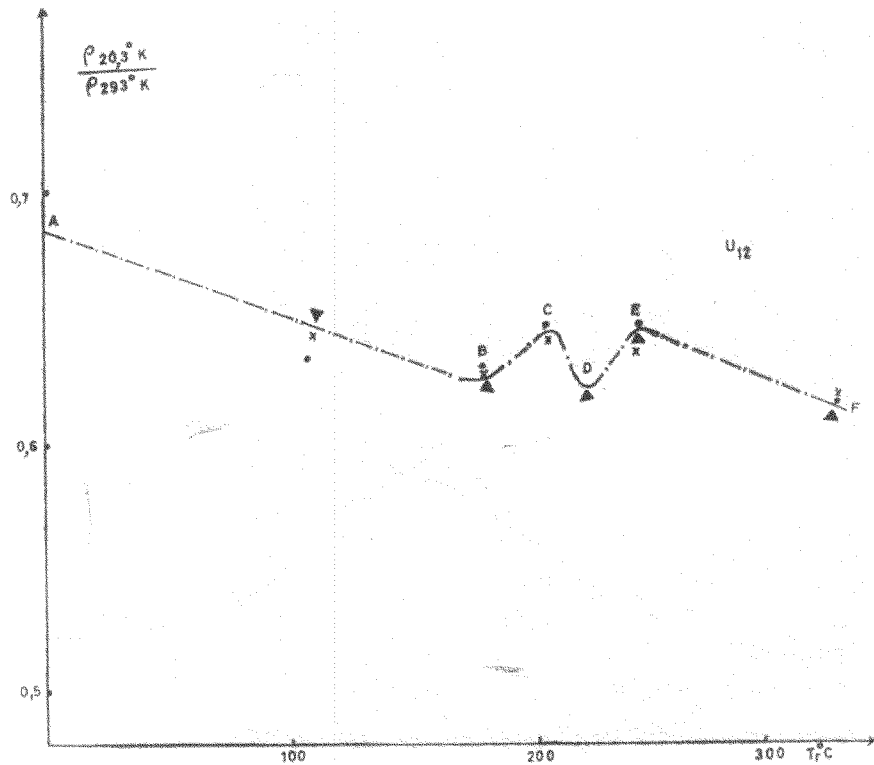
$$l_T = l_1 + l_2$$

$l_1$  که بنام مقاومت مخصوص ایده آل خوانده میشود نتیجه پخش الکترونها در اثر تحریکات حرارتی آنهاست . هنگامی که درجه حرارت بسمت صفر میل کند این جمله نیز صفر خواهد شد . بهمین دلیل نیز اگر در حرارت هلیوم مایع یا هیدروژن مایع کار کنیم از جمله  $l_1$  میتوان صرف نظر کرد  $l_2$  مقاومت مخصوص باقیمانده خوانده میشود و مربوط به پخش الکترونها بوسیله معایب شبکه (کمبود اتمی ، نابجائی ها ، مرز دانه ها و ناخالصی ها) است .

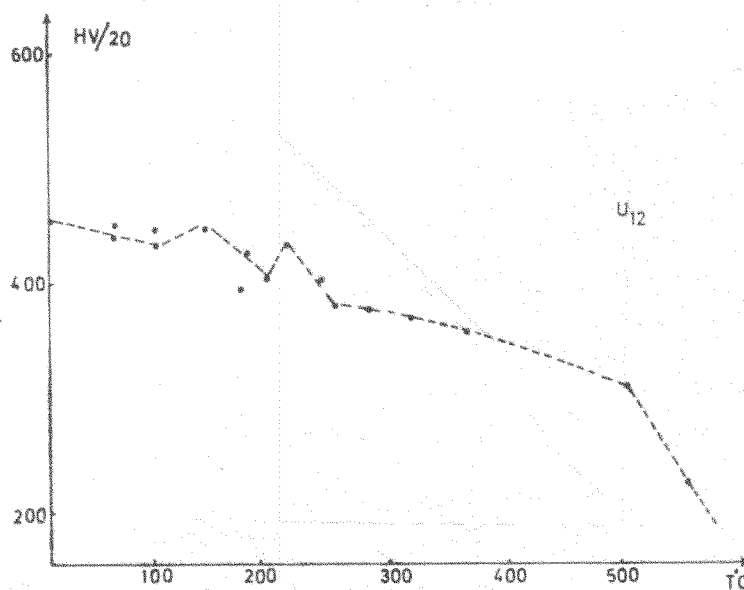


وجود رسوبی را در ۲۳ درجه تأیید مینماید. از نظر ماهیت شیمیائی، این رسوب (یعنی مرحله دوم) سمالتیت جانشین شده است.

همچنین در ۱۸ درجه در بعضی از پلازهای مارتزیت ذرات رسوب مشاهده میگردد. ولی با تفرق الکترون نتوانستیم ماهیت آنرا مشخص کنیم. بررسی با اشعه ایکس نیز در هیچیک از این دو درجه

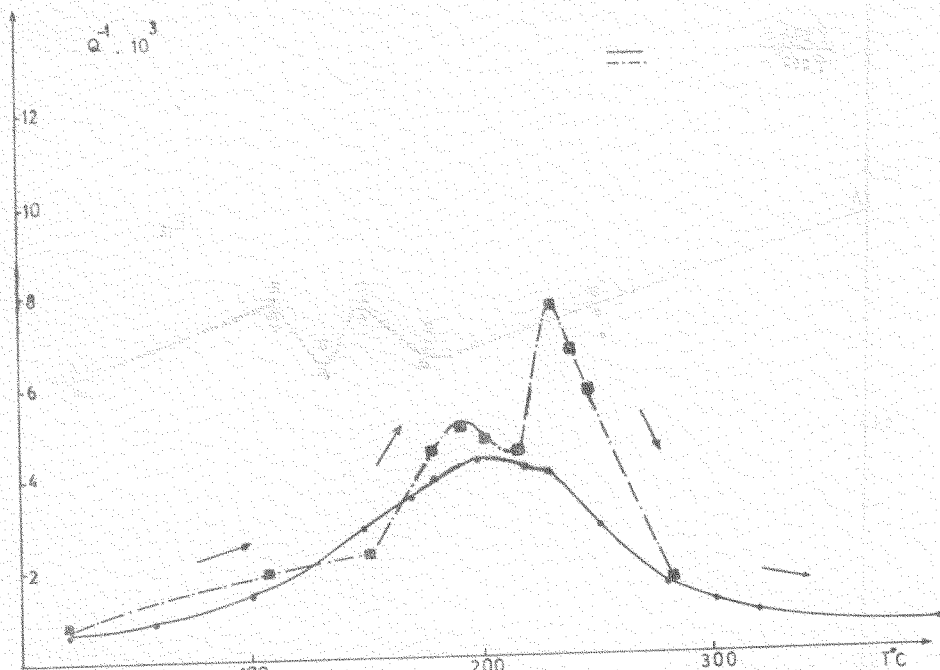


شکل ۷ -



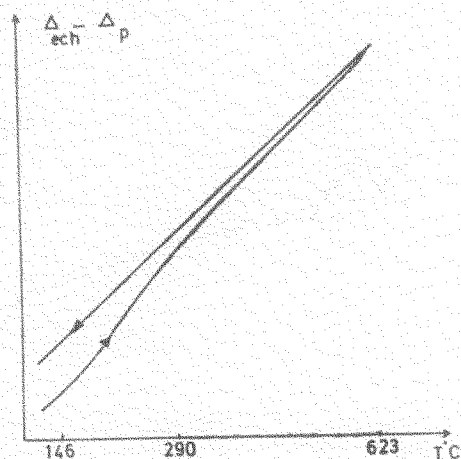
شکل ۸ - تغییرات منحنی ویکرز فولاد U<sub>12</sub> بر حسب درجه حرارت بازگشت

حرارت نتیجه قابل اطمینانی بمانمیدهد فقط در ۳۰ درجه سانتیگراد، سمانتیت جانشین شده که پارامترهای شبکه آن کمی با مقادیر جداول A. S. T. M فرق دارد مشاهده میگردد. با توجه به نتایج فوق باید به بررسی اثر عوامل دیگری نیز پرداخت. بهمین دلیل نیز اثرات را روی این مراحل بررسی کردیم (شکل ۹ و ۱۱). همانطور که مشاهده میشود با نیتروژن کردن این فولادها دو انقباض موجود در روی



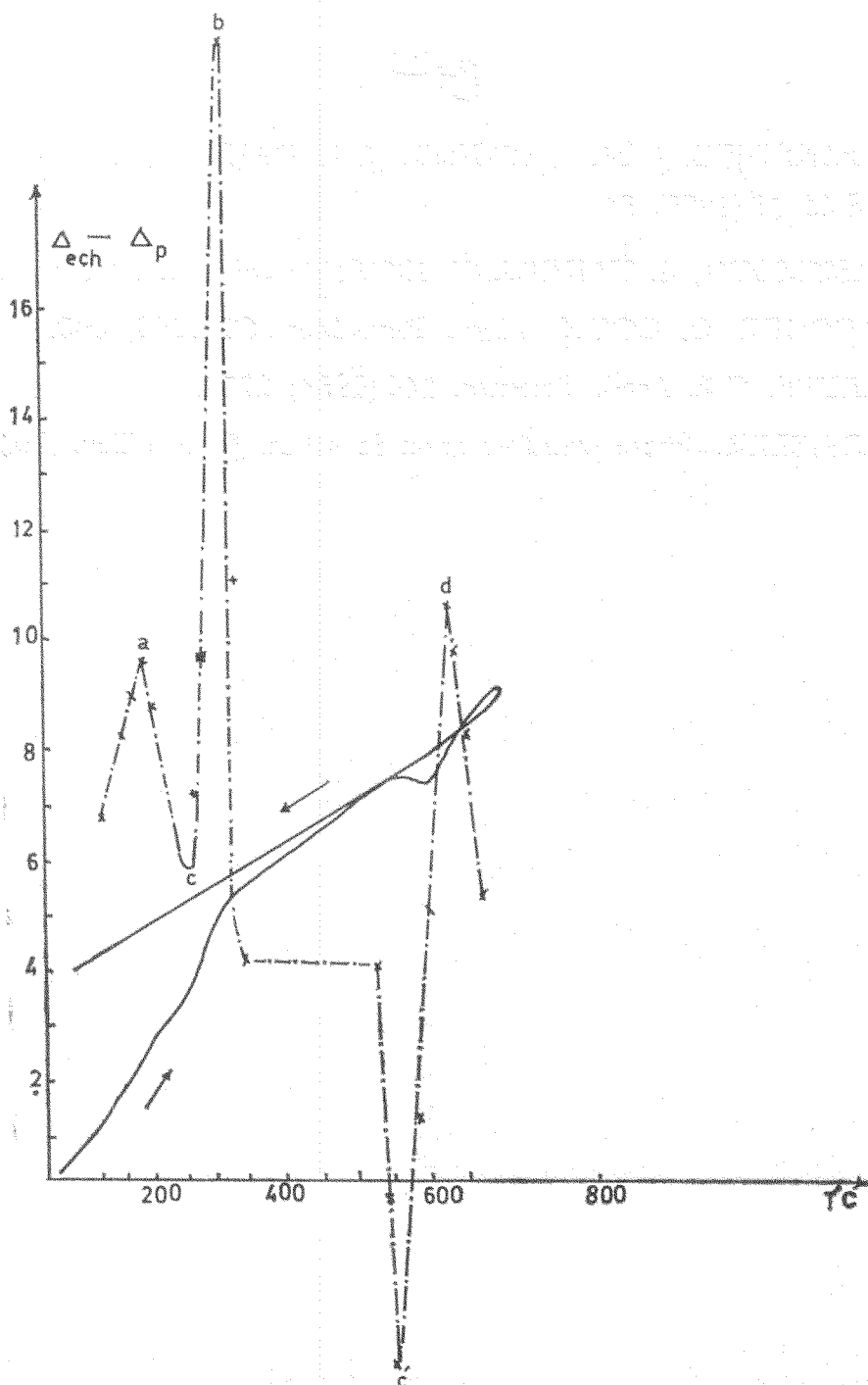
شکل ۹ - تغییرات مالش داخلی فولاد Fe

—●—●—	C=۰٫۱۰٪	N=۰٫۰۲۲٪
---■---■---	C=۰٫۰۷۵٪	N=۰٫۰۲۶٪



شکل ۱۰ - منحنی تغییرات انقباض آلیاژی که در کوره پلاسما تهیه شده است.

منحنیهای حاصل از انبساط سنج و دوماگزیم تکنیک مالش داخلی کاملاً مشخص تر میگردد . بنابراین نتیجه گرفته ایم که ازت باید نقش مهمی در تشکیل این رسوبها داشته باشد . بهمین جهت نیز تصور میکنیم که دوسر حله اول مربوط بایجاد دو رسوب باشد ولی ایندو رسوب ، طبق مکانیسم پیشنهادی کرپور نخواهد بود بلکه باید رسوبهایی از نوع کربونیتروور باشند . درخاتمه اضافه میکنیم انقباضی که در حدود ۶۰۰ درجه در روی شکل ۴ و ۱۱ مشاهده میشود ( همچنین پیکهای منحنیهای ۵ و ۶ ) . مربوط به تجزیه اوستنیت



شکل ۱۱ -

باقیمانده و سارتنزیت و تشکیل  $Cr_{23}C_6$  است. بنابراین بنظر میرسد که مکانیسم پیشنهادی با توجه با آنچه گذشت کاملاً منطقی نباشد مخصوصاً در نظر نگرفتن اثر ازت در این مکانیسم بازگشت، جایز نخواهد بود.

## منابع

- 1— B.R. BANERJEE, J. M. CAPENOS, J. J. HAUSER, Transaction of the A.S.M 58 (1965) 54
- 2—T. MASUMOTO, S. TAKEDA, Y. IMAI, Sc. of R.I.T.U. 22 (1970) 34.
- 3—M. LACOUDE, C. GOUX, Mem. Rev. Met. 63 (1966) 805.
- 4—COLLETTE, C.R Acad. Sciences, 246 (1958) 2756.
- 5—A.H. GEISLER. Phase transformation in solids, Jhon Wiley, (1951) 387.