

روشی نو برای بدست آوردن اجسام با خصوصیات فیزیکی تازه^۱

دکتر صمد فرخی* عارف قلی نیا** سر ترضی لاریجانی***

گروه فیزیک- دانشکده علوم- آدانشگاه تهران

خلاصه

هرچه صنعت امروز پیش تر می رود نیاز به اجسام جدید با خواص فیزیکی و مکانیکی جدید بیشتر می شود. در سال ۱۹۶۰ دوز Duwes روش Cooling را ابداع کرد و از آن تاریخ با کمک این روش، اجسام جدیدی با خصوصیات تازه فیزیکی عرضه شده است و حد انحلال عناصر در یکدیگر تا حدودی گسترش یافته است. فازهای آمرف حالت فلزی یا فازهای میانی جدیدی بدست آمده است. از آن میان آلومینیوم به علت خصوصیات خاص کاربرد صنعتی بیشتر از عناصر دیگر مورد بررسی قرار گرفته است. مثلاً تلاش شده است که برای این فلز، اجسامی با ترکیب درصدی خارج از قاعده ساخته شود (در روشهای سنتی، مثلاً انحلال جامد در جامد نیکل در آلومینیوم حداکثر ۳٪ درصد اتمی است). زیرا در صورت تشکیل، این اجسام جدید خواص فیزیکی و مکانیکی جدیدی با کاربردهای وسیعی پیداسی کنند. اما حتی با روشهای جدیدی مانند روش Splat - Cooling نیز در زمینه گسترش حد انحلال آلومینیوم در نیکل تا کنون موفقیت قابل توجهی بدست نیامده است.

مادر این پژوهش، باروشی نو، دو عنصر آلومینیوم و نیکل را در حالت بخار باهم مخلوط کرده و آلیاژی تازه ساخته ایم.

۱- مقدمه و مطالعه نظری

کاربرد و در نتیجه ارزش اجسام به خواص آنها بستگی دارد. منظور از خواص اجسام، خاصیت

(۱) این پژوهش در آزمایشگاههای فیزیک دانشکده فنی و دانشکده علوم دانشگاه تهران انجام

شده است.

* دانشکده علوم، دانشگاه تهران.

** دانشکده علوم و کامپیوتر، پلی تکنیک تهران

*** دانشگاه آزاد ایران

مکانیکی، الکتریکی، شفافیت یا کدوری آنها به ازاء طول موج خاصی از امواج الکترومغناطیس است. اما با مراجعه و بررسی نتایج پژوهش‌های پنجاه سال اخیر در زمینه اجسام و خواص آنها، ملاحظه می‌شود که تقسیم بندی سنتی اجسام، جوابگوی همه رویدادها و در نتیجه مسایل مربوط به آنها، چه از نظر کاربرد و چه از نقطه نظر مسایل تئوری نیست. به عبارت دیگر تقسیم بندی اجسام بر اساس خواص ظاهری آنها نمی‌تواند تمام مسایل علمی را تعبیر و تفسیر کند و نیازهای کاربردی را برآورده سازد. تا اینکه خواص مختلف اجسام با توجه به ساختمان بلوری آنها مورد بررسی قرار گرفت. به این معنی که با استفاده از روش دیفراکسیون اشعه ایکس، ساختمان بلوری اجسام بسیاری، بخصوص ساختمان بلوری عناصر جدول مندلیف، مشخص گردید. ما بر این اساس و با توجه به ساختمان بلوری عناصر شکلی نو برای جدول مندلیف پیشنهاد می‌کنیم (جدول I).

شاید لازم به تذکر نباشد که ترکیب همبسته عناصر (آلیاژ) جسم تازه‌ای با خصوصیات نو می‌سازد. ساختن آلیاژ حرفه‌ای است بسیار قدیمی، اما بررسی چگونگی تشکیل فازهای تازه و خصوصیات تازه آنها، پس از رونق روش دیفراکسیون اشعه ایکس و اشعه الکترون شروع شده است. این روش کمک شایانی به صنایع امروز کرده است. زیرا با استفاده از این روش، می‌توان با شناخت ذات اجسام پی به خصوصیات تازه آنها برد و در نتیجه رفتار با هر جسمی را در صنعت فرا گرفته کاربرد صحیح آنها را بدست آورد.

پس تلاش بسیاری شد که با ترکیب عناصر، آلیاژهای تازه‌ای برای کاربردی مناسب ساخته شود. ولی در عمل ملاحظه می‌شود که هر عنصری با هر عنصر دیگری با هر مقدار دلخواهی ترکیب نمی‌شود، هر چند که مورد نیاز فراوان باشد. بلکه تابع قوانینی خاص است (نظیر قانون Hume Rothery) به منظور برداشتن این سد (محدودیت ترکیب همبسته) از روشهای تازه‌ای استفاده شد که همه آنها بر اساس سریع سرد کردن نمونه Splat Cooling بوده است. نتیجه این روشها گسترش حد انحلال عنصر A در عنصر B یا برعکس و بوجود آمدن فازهای تازه‌ای با خواص جدید شده است که تعداد آنها بیش از ۱۰۰ جسم تازه است. اما تشکیل تمام آنها بر اساس اختلاط در حالت مایع دو عنصر A و B بوده است. در این پژوهش ما از روش دیگری، روش اختلاط گازی دو عنصر، استفاده کرده‌ایم. چون - امیدواریم که در صنعت و کارهای نظری کاربردهای فراوانی پیدا کند.

روش کار -

۱- روش تبخیر دوگانه در خلاء Coevaporation

این روش به علت وجود اشکالات عملی فراوان، تا کنون کمتر بکار گرفته شده است.

این روش را اول بار J. Dixmier, M. Laridjani (۲) در سال ۱۹۶۴ شروع کرده‌اند. بعد از آن

در سال ۱۹۶۸ این روش توسط J. Dixmier, R. Riccibitti با آزمایش زیر دنبال شد.

به این معنی که آنها با تبخیر همزمان عناصر نیکل و تالیوم آلیاژی ساختند*. با کمک روش

دیفراکسیون اشعه ایکس، به علت وجود خطوط اضافی (۲۱۱) و (۱۰۲) و (۱۱۰) و (۱۰۱) ساختمان این

جسم جدید راهگزاگنال و مشابه ساختمان Ni-As تشخیص دادند که پارامترهای شبکه بلوری آن: $c = 0.30 \text{ \AA}$

و $a = 4.26 \text{ \AA}$ و $c/a = 1/26$ است.

* این دو عنصر در حالت مایع در یکدیگر محلول نیستند.

جدول مندلیف
شماره ۱

عناصر با پیوند کووالان

H	He																																
Li	Be	B	C	N	O	F	Ne																										
Na	Mg	Al	Si	P	S	Cl	Ar																										
K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se	Br	Kr																
Rb	Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te	I	Xe																
Cs	Ba	La	Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po	At	Rn																
Fr	Ra	Ac	Th	Pa	U	Np	Pu																										

مکعبی؛ یا وجوه مرکزدار؛ مکعبی، مرکزدار؛
 هکزاگانال مکعبی؛ الماسی؛
 اورتوروسپیک تتراگانال رومبوئید ریک
 مونو کلینیک

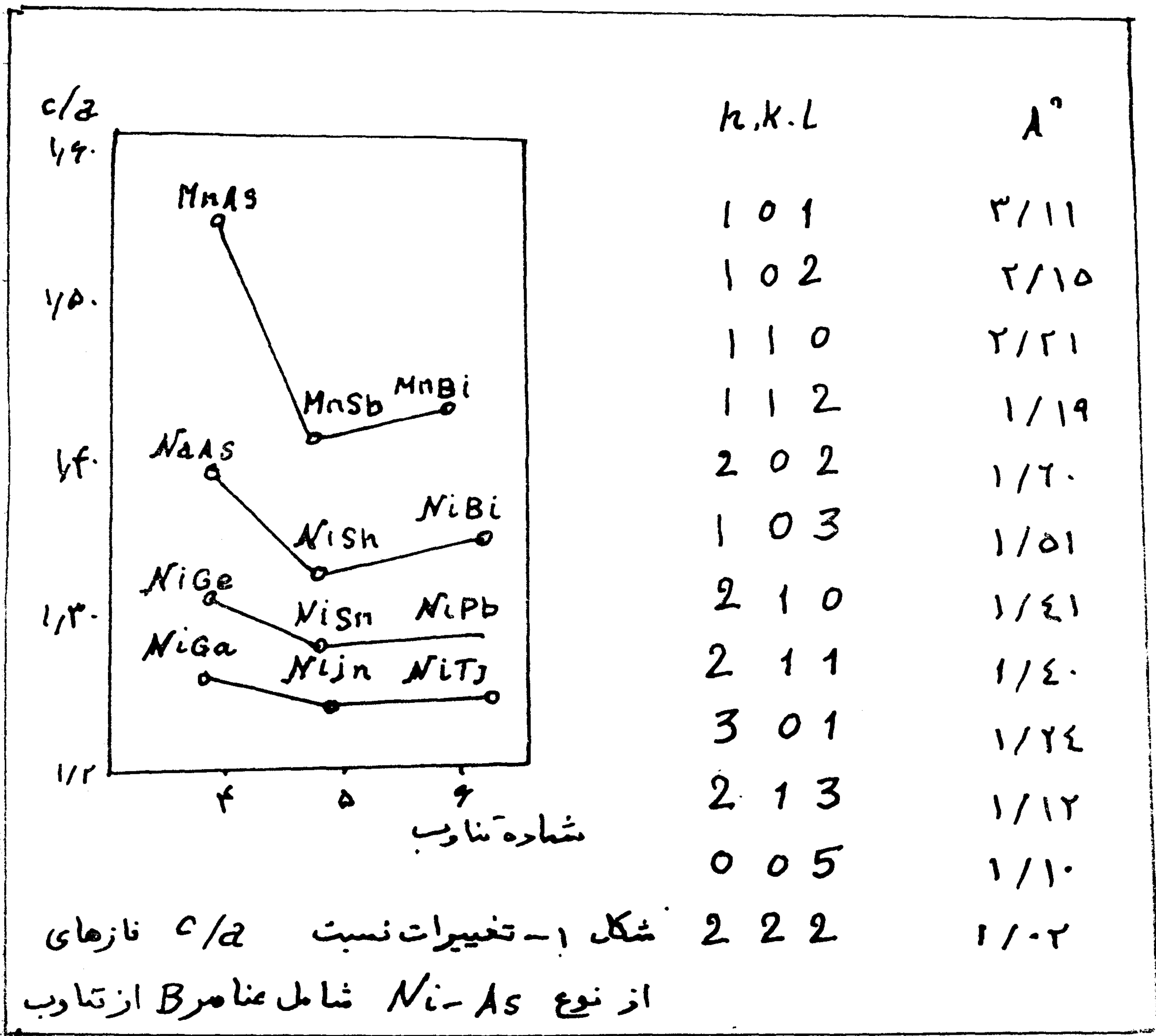
دسته ۱ دسته ۲ دسته ۳

فلزات یا دسته ۱
 فلزات ترانزیسیون
 فلزات کووالان

نمونه را در خلاء (10^{-6} Torr) تا دمای ۱۰۰ درجه سانتی گراد به مدت چهار ساعت حرارت دادند. فاز پایدار باقی ماند. ولی وقتی که دما را به ۱۰۰ درجه سانتی گراد رسانیدند فاز تشکیل شده به دو عنصر تالیم تبدیل شد.*

ساختمان بلوری نیکل-ارسنیک یک ساختمان شناخته شده ای است و می توان بیش از پنجاه نمونه از آن، در گزارشهای مختلف پیدا کرد. ثابت شده است که نسبت c/a هر فاز با افزایش پیوند فلزی آن کاهش می یابد. این قانون در مورد تمام فلزات ردیف های ۵ و ۶ جدول تناوبی عناصر صادق است. در حالی که بنظر می رسد در مورد عناصر ردیف ۶ جدول صدق نمی کند. از طرف دیگر می دانیم که باروش های عادی بیسموت، سرب و تالیم با غالب فلزات ترانزیسیون قابل ترکیب نیستند، حتی وقتی که به حالت مایع هستند. ولی پژوهشگران فوق با استفاده از روش تبخیر دوگانه همزمان در خلاء فازهای جدیدی از آلیاژهای $Ni-Tl$ و $Ni-Pb$ بدست آورده اند که فواصل رتیکولرواندیس فاز جدید در جدول II آمده است. از طرفی

جدول II



* راهی اصولی برای کنترل وجود جسم یا فاز تازه

باتوجه به شکل (I) ملاحظه می‌شود که فاز جدید شباهت زیادی به فازهای Ni-As دارد. چون آلیاژهای فلزات ترانزیسیون با آلومینیم، در صنعت و بررسی‌های نظری اهمیت فراوانی دارند و حد انحلال جامد در جامد فلزات ترانزیسیون در آلومینیم بسیار کم است (۳٪ درصد اتمی)، از اینرو تلاش کردیم که با تکمیل روش فوق (تبخیر همزمان در خلاء)

حد انحلال فلزات ترانزیسیون در آلومینیم را افزایش دهیم

سه محقق (A. Tongje (۶) و Ramachandra Rao (۵) و Jean Bletry (۴) در سال ۱۹۶۰ میلادی (۶) تلاش کرده‌اند با روش Splat Cooling حد انحلال نیکل در آلومینیم را بالا ببرند. دو محقق اول معتقدند که آلیاژی در حدود ۵/۵ درصد اتمی نیکل در آلومینیم ساخته‌اند و ۷/۱ درصد اتمی در حالی که جونز (۷) H. Jones معتقد است که حتی با روش فوق نیز مقدار نیکل در آلومینیم نسبت به حالت تعادل تغییر محسوسی نمی‌کند. ما این نتایج را در یک بررسی دیگر مورد تحقیق و مطالعه قرار داده‌ایم و در اندازه‌گیری پارامتر شبکه و مقدار انحلال فلزات ترانزیسیون در آلومینیم و نتیجه‌گیری آنها اشکالات فراوانی مشاهده کرده‌ایم و معتقد شده‌ایم که مقادیری که بوسیله این محققین بدست آمده است، صحیح نیست. زیرا در اندازه‌گیری پارامتر شبکه بلوری جسم اشتباه کرده‌اند. در نتیجه در محاسبه ترکیب درصد نیکل در آلومینیم با استفاده از قانون وگارد Vegard اشتباه شده است.

به این منظور و به منظور ادامه این کارهای پژوهشی روش تهیه آلیاژ با استفاده از تکنیک تبخیر دوگانه همزمان در خلاء را به شرح زیر تکمیل کرده‌ایم.

۲- تکنیک تبخیر دوگانه همزمان در خلاء

الف - دستگاه تبخیر فلزات در خلاء

دستگاهی که در این پژوهش مورد استفاده قرار گرفته است، دستگاه ۳-۶ تبخیر ساخت کارخانه Edward انگلستان است. این دستگاه از قسمت‌های زیر تشکیل شده است:

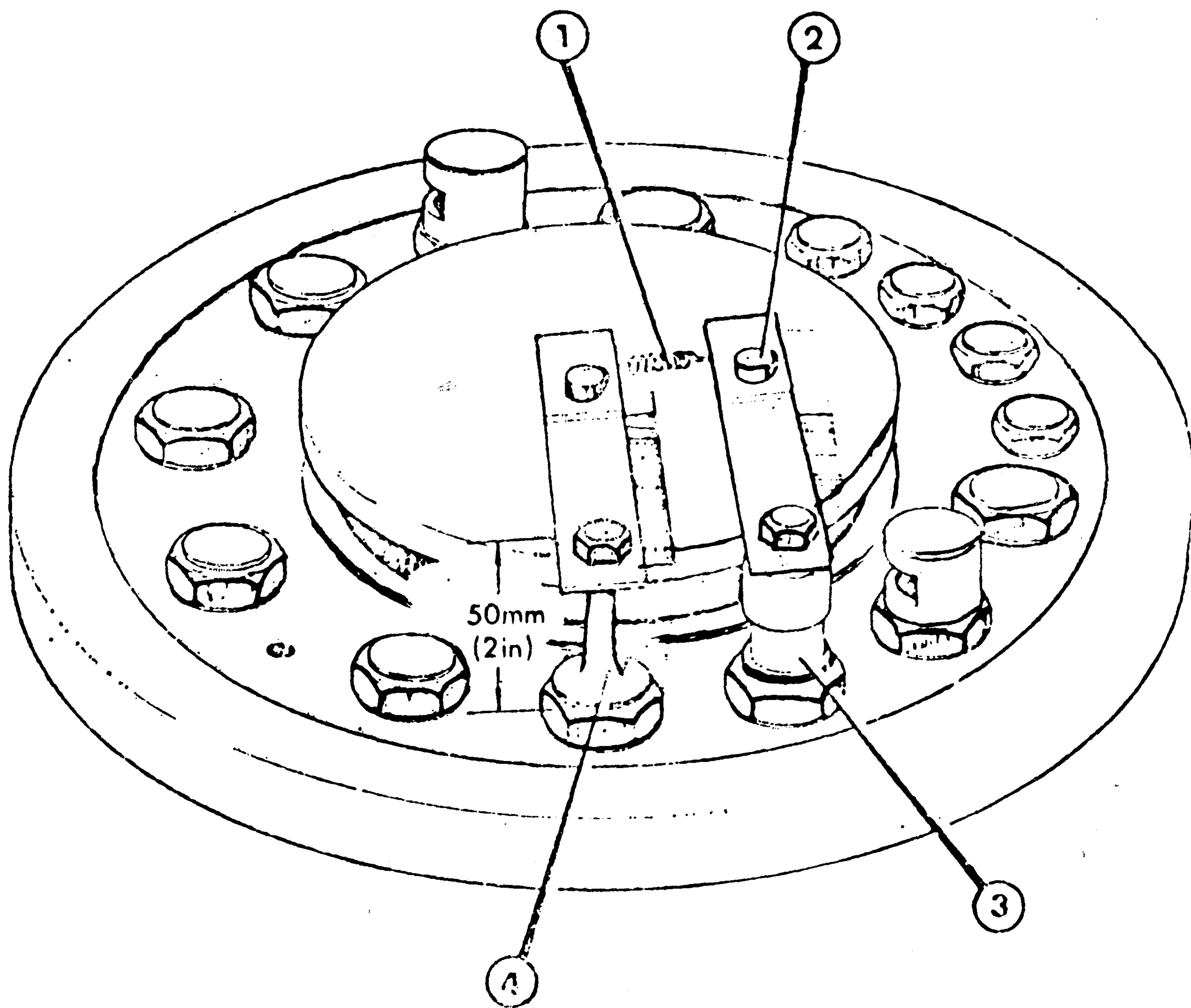
۱- پمپ تخلیه روتاری و پمپ دیفوزیون روغنی. با کمک این دو پمپ و ازت مایع می‌توان به فشاری حدود 10^{-7} torr رسید.

۲- محفظه خلاء: این محفظه تشکیل شده است از یک کف فلزی (شکل ۲) و یک سرپوش شیشه‌ای (جار) که با کمک یک نوار لاستیکی روی کف محفظه قرار می‌گیرد و چنانکه گفتیم فشار داخل آن را می‌توان به 10^{-7} torr رسانید. این دستگاه اصولاً فقط برای تبخیر عنصر ساخته شده است. اما در روش مورد نظر ما حداقل باید دو عنصر همزمان تبخیر شوند. به ناچار در ساختمان زیر محفظه باید تغییراتی داده می‌شد. برای این منظور مقرر دیگری تعبیه کردیم که اولاً بتواند در برابر فشاری معادل 10^{-7} torr مقاومت کند. یعنی در محل اتصال هیچگونه درزی نداشته باشد، ثانیاً عایق به حرارت و الکتریسته باشد و از آن شدت جریانی حدود ۶ آمپر بگذرد. تعبیه یک چنین مقره‌ای مستلزم صرف وقت و دقت زیادی بود. به هر صورت با وجود پیچیدگی کار، موفق به تهیه آن شدیم.

۳- کروزه یا حامل نمونه (بوته): شرایط تبخیر اجسام متفاوت است و نمی‌توان یک قاعده کلی

برای همه ذکر کرد باوجود این روشهای زیررا- که فقط از نقطه نظر نحوه گرم کردن فلز باهم متفاوتند می توان ذکر کرد :

- ۱- تبخیر مستقیم
- ۲- تبخیر غیر مستقیم
- ۳- غیرمستقیم + بمباران الکتریکی
- ۴- بمباران الکتریکی
- ۵- فرکانس زیاد



شکل ۲- کف محفظه: بوتله‌ها. در روی این کف سوار می شوند که در شکل ۳ نمونه از انواع این بوتله‌ها را می بینیم.

- ۱- بوتله
- ۲- پیچ نگهدارنده بوتله
- ۳- مقره
- ۴- اتصال زمین

جدول شماره (٣)

آلومینیوم (Al)

M	26,97	ϕ	2,86 Å
A	15130	T°K fus	933
B	9,88	T°K ébul	2723
C	9,34	d	2,69

P	10^{-5}	10^{-4}	10^{-3}	10^{-2}	10^{-1}
T	997	1081	1162	1269	1396
W	$9,6 \cdot 10^{-7}$	$9,21 \cdot 10^{-6}$	$8,88 \cdot 10^{-5}$	$8,51 \cdot 10^{-4}$	$8,11 \cdot 10^{-3}$

آهن (Fe)

M	55,85	ϕ	2,52 Å
A	18550	T°K fus	1808
B	8,75	T°K ébul	3273
C	8,37	d	7,85

P	10^{-5}	10^{-4}	10^{-3}	10^{-2}	10^{-1}
T	1367	1468	1583	1720	1875
W	$1,20 \cdot 10^{-7}$	$1,20 \cdot 10^{-6}$	$1,10 \cdot 10^{-5}$	$1,02 \cdot 10^{-4}$	$1,01 \cdot 10^{-3}$

نیکل (Ni)

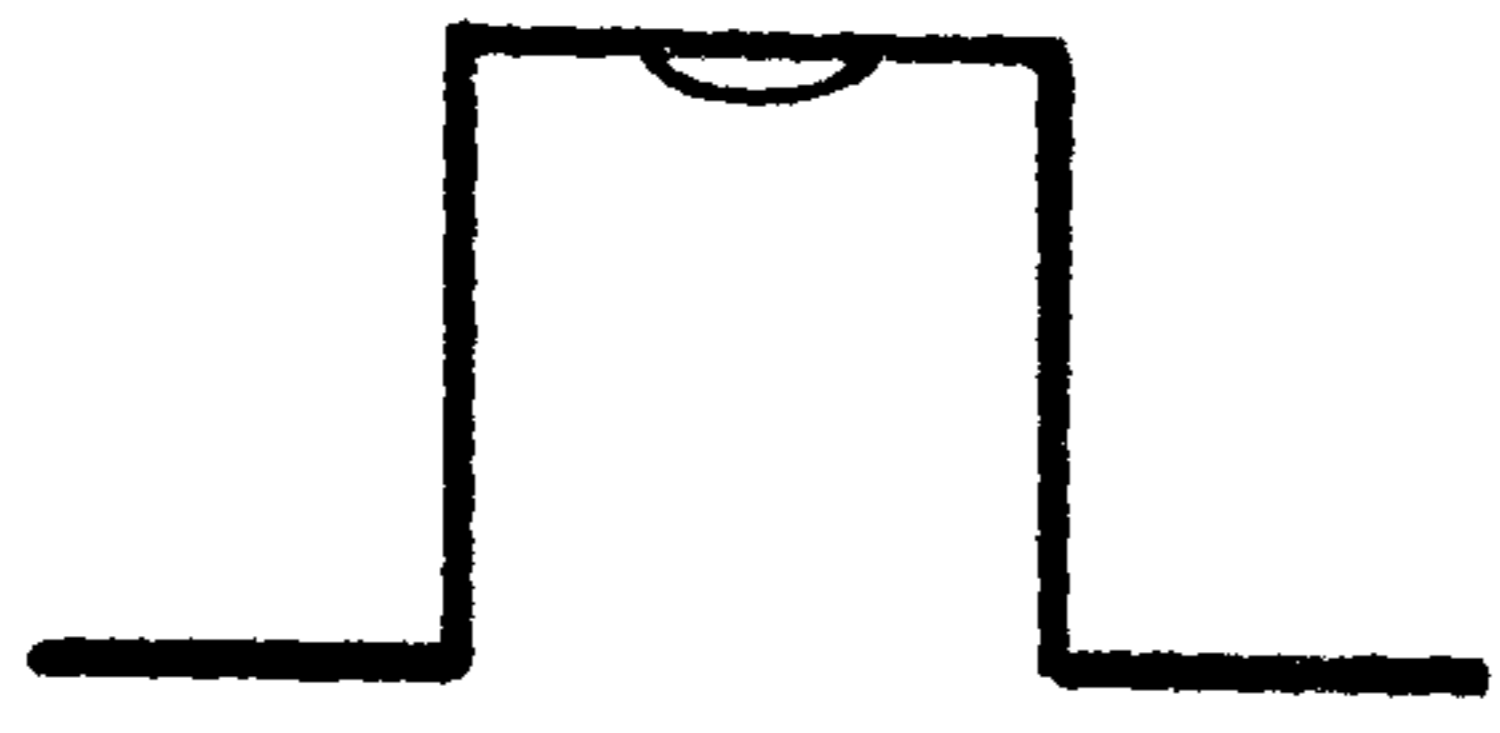
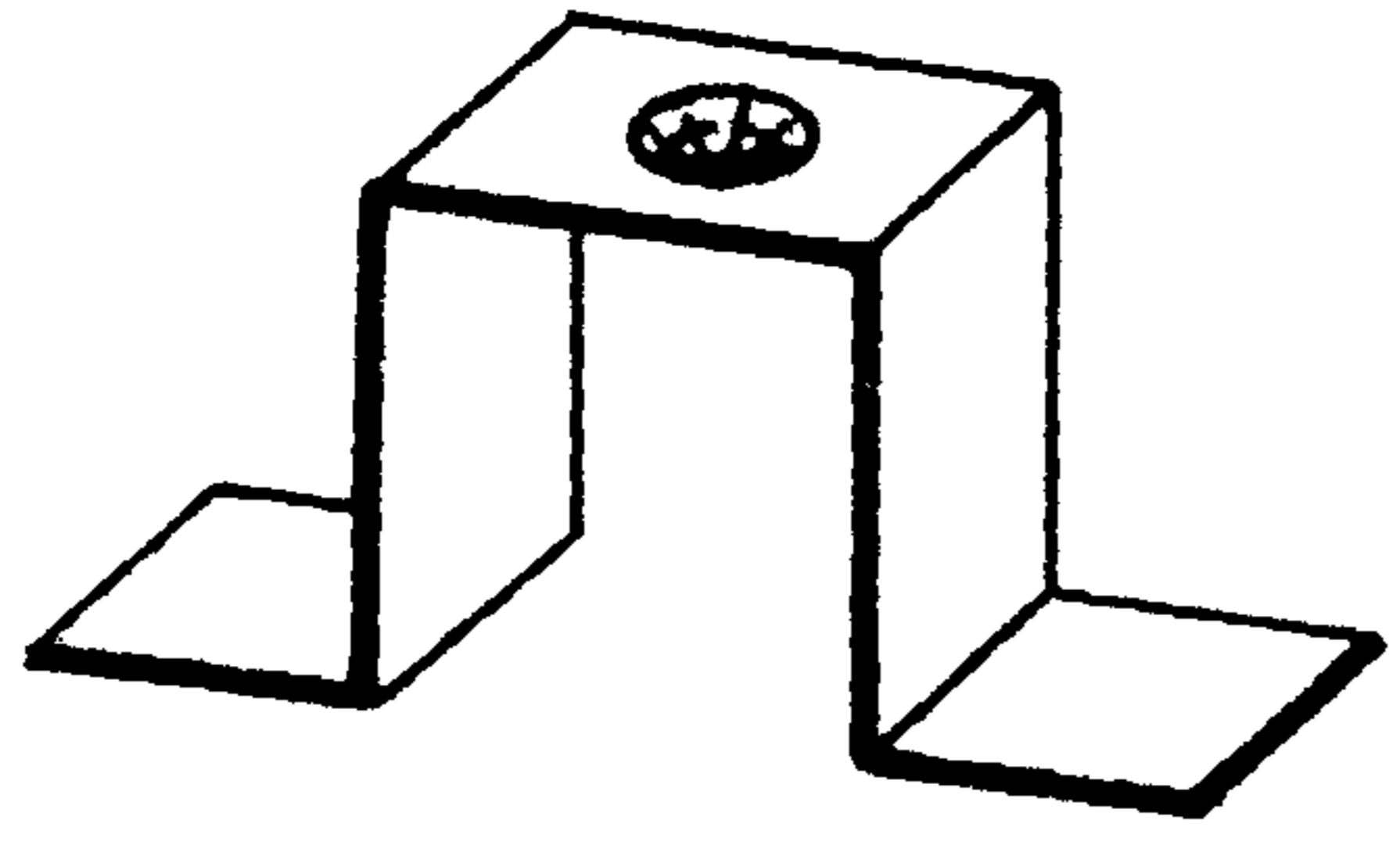
M	58,69	ϕ	2,48 Å
A	17900	T°K fus	1727
B	9,06	T°K ébul	3173
C	8,71	d	8,60

P	10^{-5}	10^{-4}	10^{-3}	10^{-2}	10^{-1}
T	1430	1530	1644	1783	1952
W	$1,18 \cdot 10^{-7}$	$1,14 \cdot 10^{-6}$	$1,10 \cdot 10^{-5}$	$1,06 \cdot 10^{-4}$	$1,01 \cdot 10^{-3}$

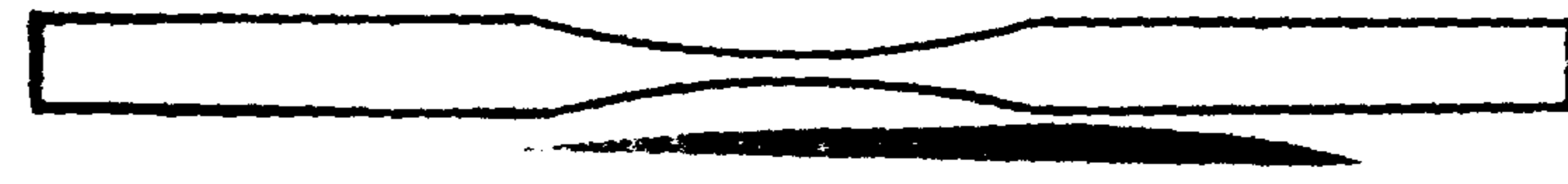
کروم (Cr)

M	52,01	ϕ	2,50 Å
A	17200	T°K fus	2100
B	9,56	T°K ébul	2483
C	9,18	d	6,52

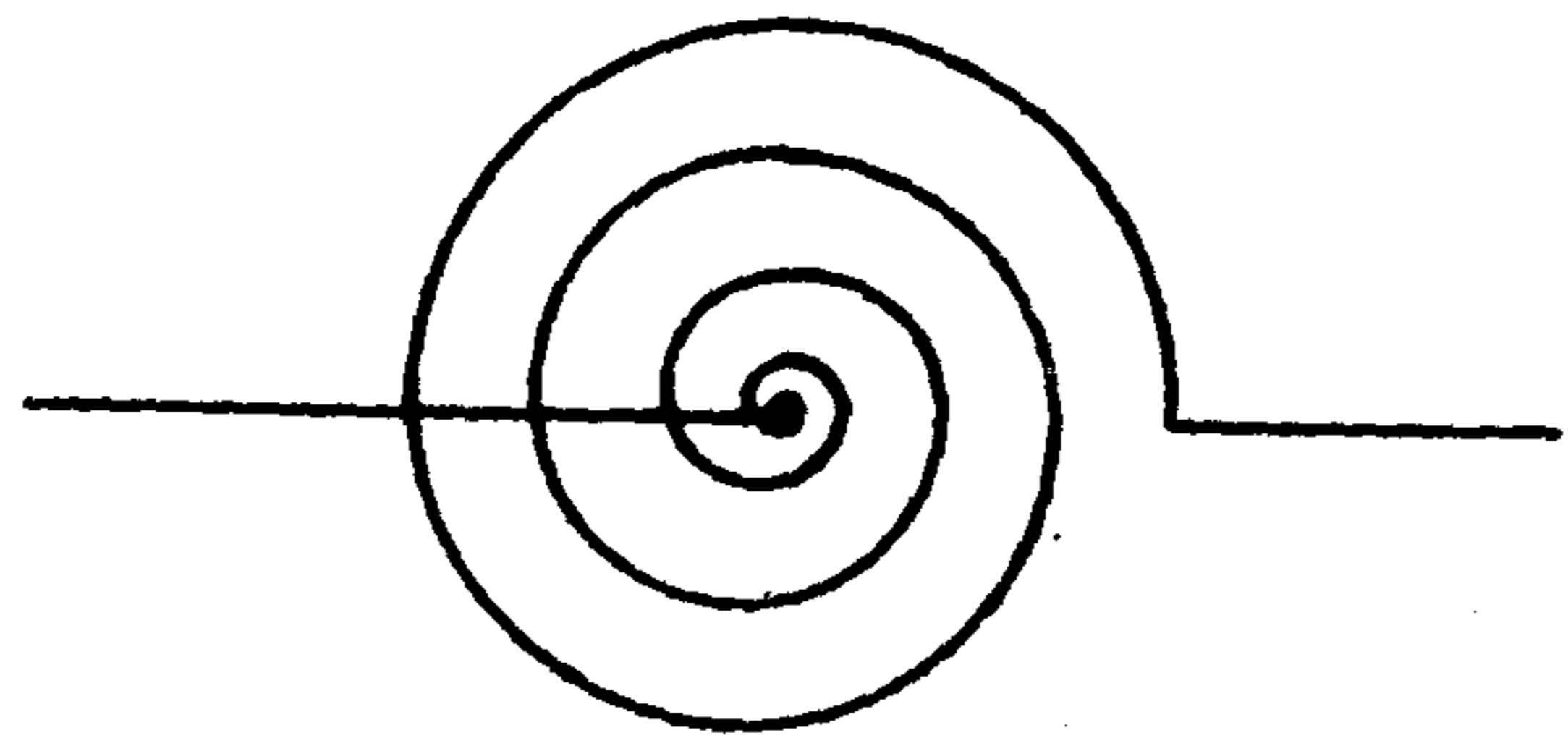
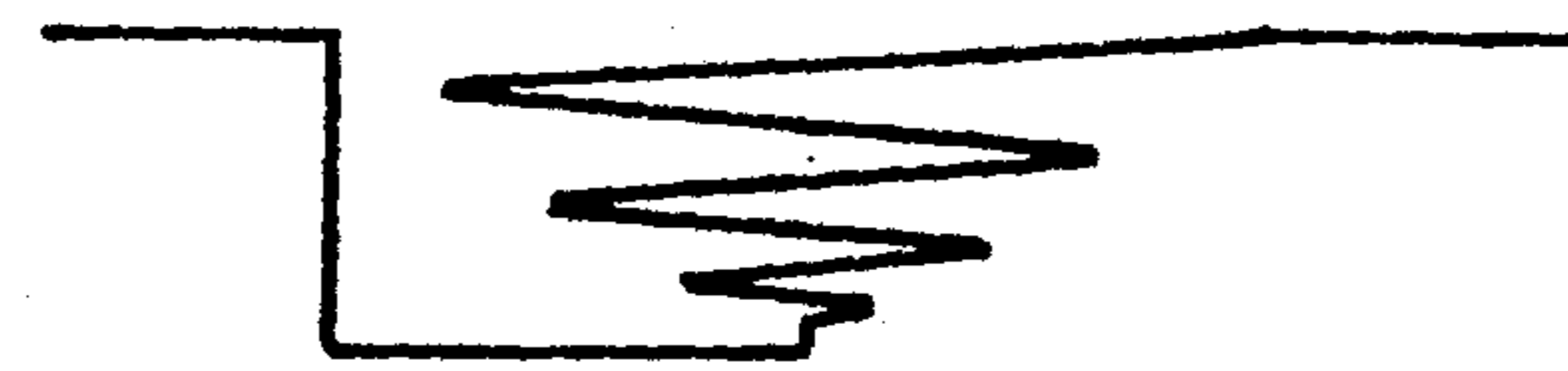
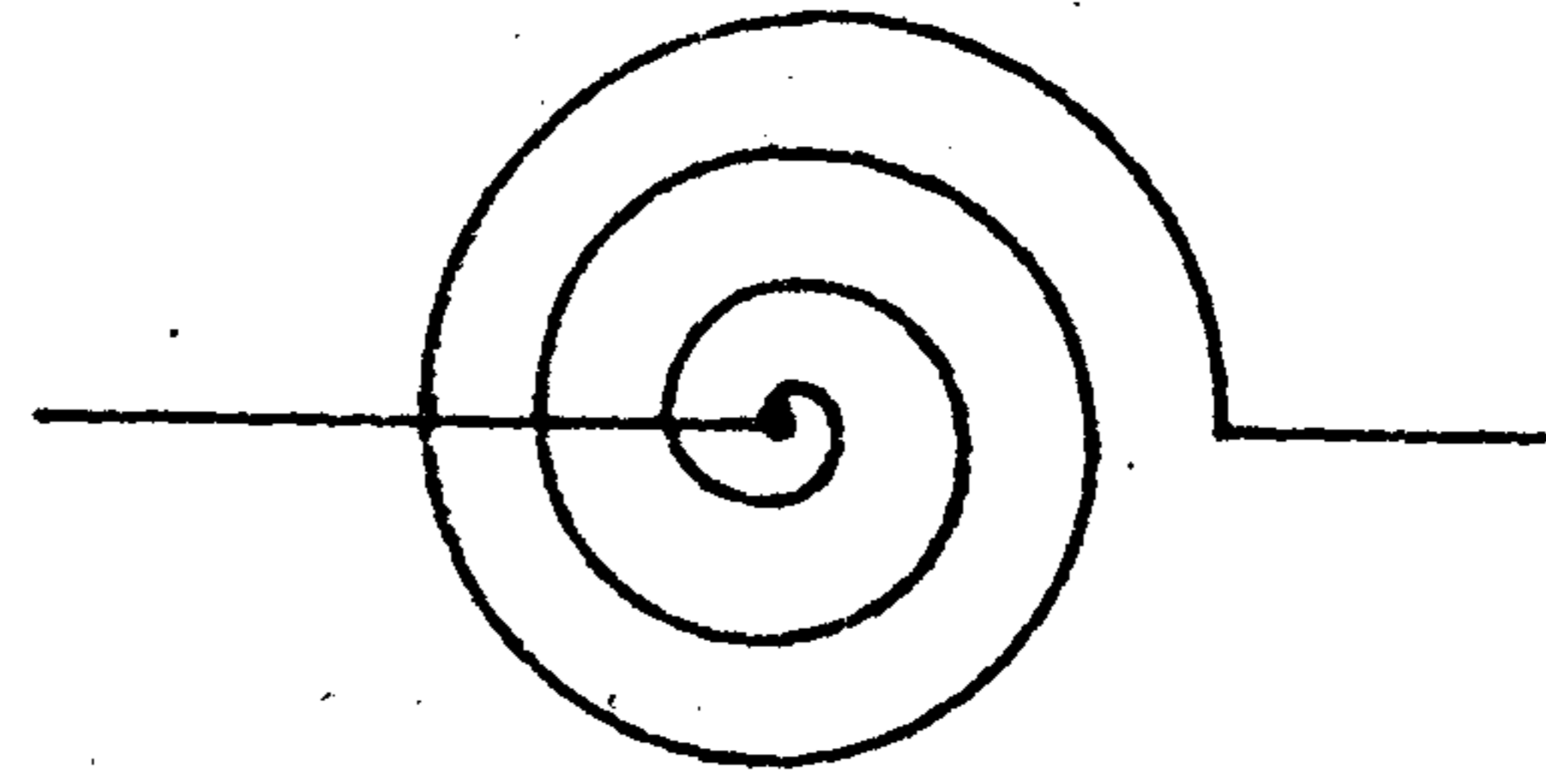
P	10^{-5}	10^{-4}	10^{-3}	10^{-2}	10^{-1}
T	1130	1265	1363	1478	1615
W	$1,22 \cdot 10^{-7}$	$1,18 \cdot 10^{-6}$	$1,14 \cdot 10^{-5}$	$1,09 \cdot 10^{-4}$	$1,05 \cdot 10^{-3}$



ب



الف



د



ج

شکل ٣

کبالت (Co)

	<i>M</i> - - - - -	58,94	<i>ϕ</i> - - - - -	2,52 Å	
	<i>A</i> - - - - -	19900	<i>T^oK fus</i> - - - - -	1757	
	<i>B</i> - - - - -	8,72	<i>T^oK ébul</i> - - - - -	3173	
	<i>C</i> - - - - -	8,37	<i>d</i> - - - - -	8,71	
<i>P</i>	10^{-5}	10^{-4}	10^{-3}	10^{-2}	10^{-1}
<i>T</i>	1532	1636	1767	1922	2106
<i>W</i>	$1,15 \cdot 10^{-1}$	$1,11 \cdot 10^{-6}$	$1,06 \cdot 10^{-5}$	$1,02 \cdot 10^{-4}$	$9,76 \cdot 10^{-3}$

منگنز (Mn)

	<i>M</i> - - - - -	54,93	<i>ϕ</i> - - - - -	2,58 Å	
	<i>A</i> - - - - -	73580	<i>T^oK fus</i> - - - - -	1525	
	<i>B</i> - - - - -	8,83	<i>T^oK ébul</i> - - - - -	2173	
	<i>C</i> - - - - -	8,46	<i>d</i> - - - - -	7,42	

ب- پله‌ای- از جنس مولیبدن

الف ناودانی- از جنس تنگستن

د- ماریپیچی از جنس تانتال یا تنگستن

ج- سیمی از جنس تانتال

هـ- سبکی از جنس تنگستن

شکل ۳- چند نمونه از انواع کروزه‌های ساخته شده در این پژوهش

۶- قوس الکتریکی با فشار کم (این روش بخصوص برای تبخیر کربن مورد استفاده قرار می‌گیرد). در این کار پژوهشی از روش تبخیر مستقیم استفاده شده است. در روش تبخیر مستقیم برای تبخیر فلز از یک حامل نمونه یا کروزه (بوته) استفاده می‌شود. برای آنکه بتوان فلزی را با این روش تبخیر نمود باید جسم دیگری یافت که به عنوان بوته فلز را در آن قرار داد. بوته نباید ذوب شود و یا با فلز ترکیب گردد. بنابراین شگرد اول این آزمایش یافتن چنین جسمی برای هر فلز مورد آزمایش است. پس باید از فلزات دیرگدازی مانند تنگستن، مولیبدن استفاده کرد. شکل و اندازه و نوع بوته بسته به نوع فلز مورد تبخیر و هدف تجربه است. ما در این پژوهش بوته‌های فراوانی با شکلها و وزنهای مختلف از جنسهای متفاوت ساختیم و تجارب متعددی بکار گرفتیم تا برای دو فلز آلومینیوم و نیکل نوع، شکل، اندازه و وزن متناسب هر فلزی با توجه به شرایط آزمایش بدست آید. در شکل (۳) چند نمونه از این بوته‌ها دیده می‌شود. پس از این آزمایشها به این نتیجه رسیده‌ایم که شکل و جنس بوته برای نمونه‌های مختلف با وزنهای متفاوت بسیار متفاوت است و باید مقدار و شکل اپتیمومی برای بوته پیدا کرد. این تجربیات بقدری پیچیده و مشکل و مستلزم صرف وقت و حوصله و دقت زیاد است که نتیجه آزمایشات و محاسبات آن می‌تواند موضوع یک مقاله کامل دیگر باشد.

در جدولهای (۳) برای بوته از جنس تنگستن مشخصات فیزیکی و شرایط ذوب و تبخیر و فشار

فلزات ترانزیسیون و آلومینیوم داده شده است.

۴- روش تهیه آلیاژ با تبخیر دو گاله همزمان در خلاء Coevaporation

اساس روش، تبخیر ناگهانی همزمان دو عنصر روی سطح یک جسم آسرف است. زیرا به طوری که قبلا اشاره کرده ایم امید است که با این روش فازهای جدیدی حتی برای عناصر غیرمحلول در یکدیگر بدست آید.

اما باید توجه داشت برای تبخیر همزمان دو فلز در خلاء به هنر و تجربه فراوان نیاز است، که در مورد بخار فلز نیکل (نقطه تبخیر 1727°C) و بخار فلز آلومینیوم (نقطه تبخیر 933°C) روی یک سطح در یک زمان باید نکات زیر را رعایت کرد:

۱- تهیه آلیاژ دوتائی (آلومینیوم - نیکل)

به منظور ایجاد فازهای تازه آلیاژ آلومینیوم- نیکل با روش تبخیر همزمان، فشار داخل جار را به 10^{-2} torr رسانیدیم. سپس آلومینیوم و نیکل را در دو بوته تنگستن ذوب کردیم. در فاصله زمانی حدود چند ثانیه هر دو نمونه را یکجا و همزمان تبخیر نمودیم. بخارها بر جدار داخلی جار نشستند و به حالت جامد درآمدند. از نقاط متفاوت جار نمونه برداری کردیم. از هر یک از آنها دیاگرامهای دیفراکسیون اشعه ایکس با کمک دیفراکتومتر وشاسبرگینیه تهیه کردیم.

در هر دیاگرام، خطوط دیفراکسیون نیکل خالص را جستجو کردیم. در دیاگرامی که در آن اصلا خط دیفراکسیونی از نیکل ظاهر نشده بود به جستجوی نیکل گم شده پرداختیم.

۲- تهیه طرح دیفراکسیون اشعه ایکس گینیه

نمونه ها را با چسب دو طرفه با احتیاط تمام از روی مناطق متفاوت جار برداشته در معرض تابش اشعه ایکس با طول موج $\lambda_{\text{CuK}\alpha} = 1.54178 \text{ \AA}$ قرار دادیم. زمان مواجه برای تهیه فیلم بر حسب ضخامت نمونه (که در هر آزمایش و برای هر منطقه در یک آزمایش متفاوت بود) تغییر می کرد. برای یک نمونه با ضخامت مناسب، بطور متوسط، شش ساعت وقت لازم است تا یک دیاگرام مناسب و قابل مطالعه بدست آید. d مربوط به هر خط دیفراکسیون دیاگرام را با روشی که ذکر خواهد شد اندازه گیری کردیم.

۳- بررسی نمونه ها به کمک دیفراکسیون اشعه ایکس

در شروع کار، از هر نمونه دیاگرامهای دیفراکسیون توسط یک دیفراکتومتر وشاسبرگینیه Guinier به قطر ۷۶ میلیمتر تهیه شد. در این پژوهش پس از دقت بسیار دیاگرامهای مربوط به نمونه های فراوان شاسبرگینیه را به دلایل زیر به دیفراکتومتر وشاسبردبای D.S ترجیح دادیم.

۱- این شاسبر طوری ساخته شده است که قادر به ثبت تمام خطوط دیفراکسیون است.

۲- زاویه براگ θ با دقت مشخص می شود. زیرا خطوط طیف اشعه دیفراکته در روی فیلم بسیار نازکند که در نتیجه دقت اندازه گیری زیاد می شود. از طرفی حدتفکیک آن دو برابر حدتفکیک شاسبردبای-شرز مشابه است و خطهای دیفراکسیون کاملا یکنواخت ظاهر می شوند.

۳- چون طیف پیوسته اشعه ایکس بوسیله مونو کروماتور حذف شده است، خطوط دیفراکسیون بر روی زمینه روشنی ظاهر می شود. در نتیجه می توان خطوط بسیار کم رنگ را نیز ثبت کرد و از وجود فازهای تازه با خبر شد.

۴- چون نمونه می‌چرخد، می‌توان با مقدار اندکی از نمونه، خطوطی با شدت مناسب برای - اندازه‌گیری بدست آورد.

نتیجه آنکه دیاگرامهای دیفراکسیون هر نمونه ناب و پاک است و می‌توان محل خطوط دیفراکسیون را با دقت مشخص کرد. در غیراینصورت فازهای جدید، از جمله انحلال جامد در جامد نیکل در آلومینیوم، فاز میانی جدید Intermediate فازآمرق حالت فلزی Metallic Glasses یا هر نوع تغییرات دیگر مانند تغییر عرض خط (که در نتیجه پیچیدگی شبکه بلوری آلومینیوم به علت ورود نیکل در شبکه آلومینیوم است) تشخیص داده نخواهد شد.

برای اندازه‌گیری دقیق فواصل رتیکولری هر خط دیفراکسیون، هر نمونه را با سیلیسیم خالص مخلوط کردیم. روی هر دیاگرام علاوه بر خطوط نمونه، خطوط سیلیسیم خالص نیز ظاهر می‌شد. فاصله هر خط دیفراکسیون نمونه را از نزدیکترین خط سیلیسیم اندازه گرفتیم.

به این ترتیب ضریب ثابتی (K) برای شامبر محاسبه کردیم و با کمک این ضریب ثابت d مربوط به هر خط را مستقیماً بدست آوردیم. با این روش خطای آب‌رفتگی فیلم و دیگر خطاها از جمله خطای مربوط به شعاع شامبر (R) را حذف کردیم و خطای مطلق اندازه‌گیری روی را به $\pm 7 \times 10^{-4}$ رسانیدیم. با این روش موفق شدیم پارامتر شبکه آلومینیومی را که نیکل وارد شبکه بلوری آن شده است با کمک روش کمترین مربعات Least Square اندازه‌گیری کنیم.

این تجربه با فیلم‌هایی نظیر فیلم شکل (۴) انجام گردید. در این فیلم خطوط (۲۲۰) و (۲۰۰) و (۱۱۱) آلومینیوم دیده می‌شوند. این خطوط بسیار پهن (به پهنای ۴-۳ میلی‌متر) و کم‌رنگ ظاهر شده‌اند که در جدول (۴) زاویه براگ و d مربوط به هر یک از خطها داده شده است. نتیجه آنکه داخل شدن نیکل در شبکه بلوری آلومینیوم با این روش (روش تبخیر دوگانه همزمان در خلاء) بیشتر از روش تعادل معمولی است. ولی مقدار آن به ۷/۳ درصد اتمی که توسط Toneje و همکاران گزارش شده است نمی‌رسد. زیرا:

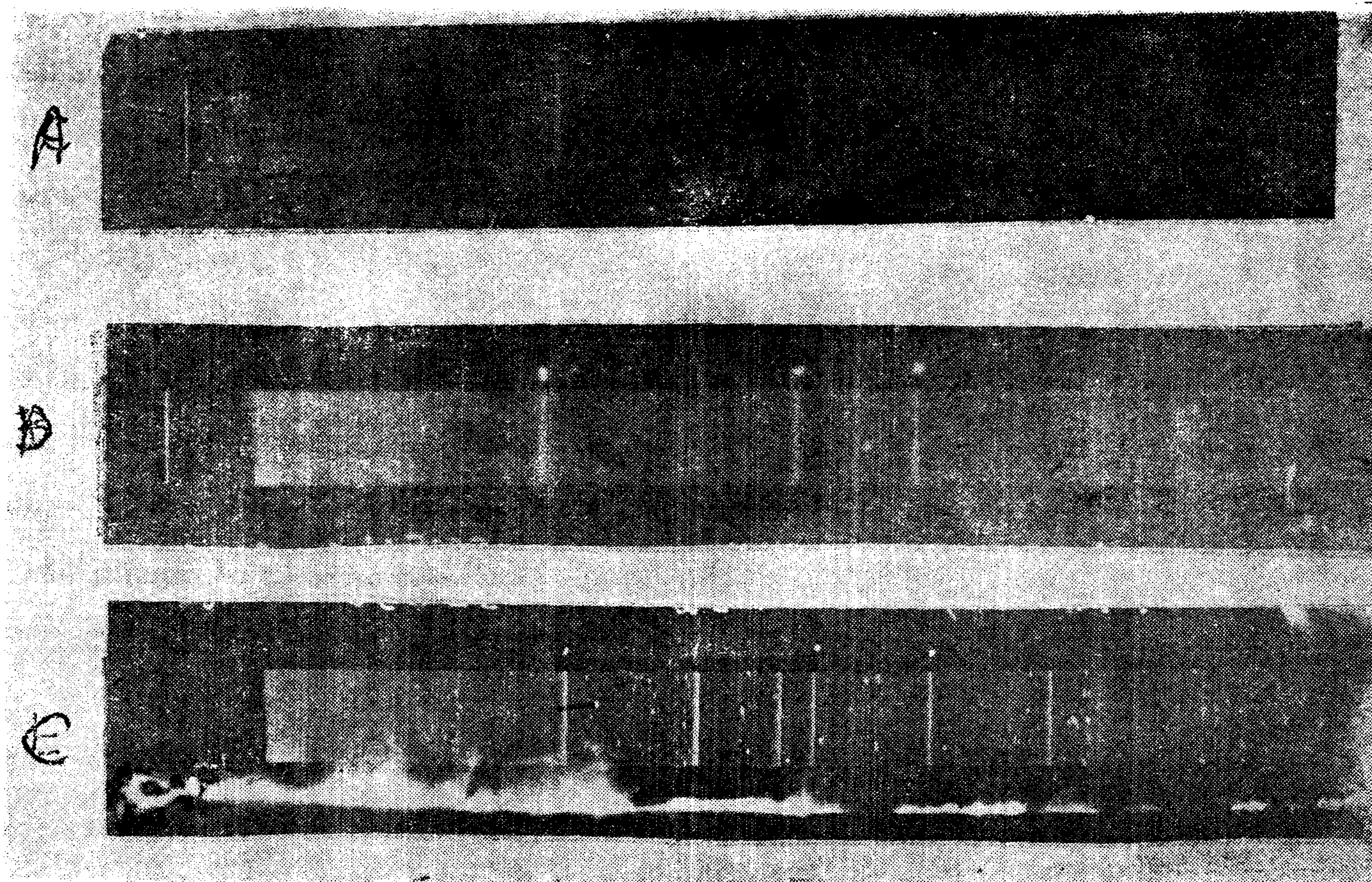
جدول محاسبه a_0 آلیاژ Al-Ni

d	h k l	$M = \frac{1}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$	M^2	d.M
۲۳۴۲	۱ ۱ ۱	۰.۵۸۷۳	۰.۳۴۴۲	۱۳۵۲۰
۲۰۳۵	۲ ۰ ۰	۰.۵	۰.۲۵	۱۰۱۷۵
۱۴۶۵	۲ ۲ ۰	۰.۳۴۳۵	۰.۱۲۴۹	۵۱۷۸
$a_0 = \frac{\sum d.M}{\sum M^2} = \frac{۲۸۸۷۳}{۰.۷۰۸۱} = ۴۰.۷۳۵$			$\sum M^2 =$	$\sum d.M =$
			۰.۷۰۸۱	۲۸۸۷۳

۱- پژوهشگران فوق برای تهیه آلیاژ از روش Splat Cooling استفاده کرده‌اند. در این روش تهیه نمونه‌ای یکنواخت ممکن نیست (۸). بنابراین اگر نیکل در آلومینیوم بیشتر از مقداری که در این تجربه بوده است وارد شود خطوط بمراتب پهن‌تر از خطوطی است که در دیاگرام فیلم مشاهده می‌شود. در این صورت

نمی توان پارامتر شبکه را با دقت اندازه گرفت و به کمک قانون وگارد حد گسترش انحلال نیکل در آلومینیوم را مشخص کرد.

۲- این محققین از شامبر D.S یاد یفراکتومتر استفاده کرده اند که حد تفکیک آن $\frac{1}{4}$ حد تفکیک شامبر گینیه مشابه است. یعنی جابجائی خطوط آلیاژ نیکل- آلومینیوم به مراتب کوچکتر و در نتیجه فیلم های تهیه شده با شامبر گینیه $R=76 \text{ m.m}$



شکل ۴- فیلمهای Al-Ni با تکنیک تبخیر در خلاء

آنتی کاتد $\text{CuK}\alpha_1 = 1/0.4178 \text{ m.m}$ با سونو کروماتور کوارتز استاندارد Si

A - نمونه روی چسب دو طرفه زمان پوز ۶ ساعت

B - « « « « استاندارد Si

C - نمونه روی آلومینیوم « ۸ « Si

غیر قابل اندازه گیری است .

۳- انحلال نیکل در آلومینیوم را مشابه انحلال بقیه فلزات ترانزیسیون در آلومینیوم گرفته اند که به نظر ما اشتباه است. به این معنی که آنها تصور دارند فلزات ترانزیسیون نظیر Mn و Co و Ni و Cr و Fe وقتی که در آلومینیوم حل می شوند خطوط دیفراکسیون آلومینیوم در روی طیف به سمت زوایای بزرگتر انتقال می یابند. در صورتی که با توجه به دیاگرامهای شکل (۴) ملاحظه می شود که خطوط دیفراکسیون آلیاژ آلومینیم - نیکل (انحلال جامد نیکل در آلومینیوم) درست برعکس در جهت زوایای کوچکتر برای جابجا شده است. خط نازک آلومینیوم خالص که در این آزمایش نمونه روی آن سوار شده است (یا گرام شکل) شاهد این ادعا است.

علاوه بر خطوط فاز α_{Al} و بر روی دیاگرامها، نقاط متعددی که در امتداد یک خط هستند دیده

می‌شود. یعنی اگر این نقاط را به یکدیگر وصل کنیم خطوط حاصل منطبق بر خطوط فاز Al_3Ni فاز (ϵ) است. اما علت خط چین شدن خطوط وجود گردیان دما بین بوته و سطح بالای سرپوش است. زیرا به علت وجود این گردیان دما دانه‌های (Graines) فاز (ϵ) بزرگتر از معمول شده است و خطوط دیفراکسیون به صورت خط چین درآمده است.

نتیجه گیری کلی

روش تبخیر دوگانه مؤثرتر از دیگر روشهای Rapid Quenching نظیر روش Splat Cooling است. زیرا نمونه یکنواخت‌تر و گسترش انحلال نیکل در آلومینیوم بیشتر است. جسم‌های تازه‌ای که احتمالاً به وسیله این روش ساخته می‌شود می‌تواند روی هر جسم دلخواه دیگری نهشت (Cooing) شود که موارد استعمال بسیاری در صنایع الکترونیکی امروز خواهد داشت.

امید است با تجربیاتی که در ازت مایع انجام می‌دهیم نتایجی کامل‌تر و روشن‌تر عرضه گردد.

REFERENCES

- 1 - HUME-ROTHERY, R.E., SMALLMAN, C.W., C; W. HAWORTH - 5th Ed. 1969.
- 2 - M. LARIDJANI, J. DIXMIER et al (to be published) (1964) Metastable phases of Ge-Sn.
- 3 - R. RICCI BITTI, J. DIXMIER and A. GUINIER - C.R. Acad. Sc. Paris. seri. B. 565 (1968)
- 4 - Thèse, Par: Jean BLETRY, A La Fac. des Sci. D'Orsay Univ. de Paris, 1968
- 5 - RAMACHANDRA Rao P. SCOTT M.G. and CHADWICK G.A. 1972, Phil. Mag. 25, 961
- 6 - FIZIKA Vol. 2 Sup. 2 (1970) p. 71A. Tonejc, D. Rocak and A. Bonefacic.
- 7 - Splat Cooling and Metastable Phases, H. JONES, SHEFFIELD S. 15 J. D. U. K. Rep. Prog. Physics 1973, 36, 1425-1497
- 8 - مبنای شناخت ساختمان بلوری جسم (رادیکریستالوگرافی) مرتضی لاریجانی - دانشگاه تهران ۱۳۵۳.
9. An X-Ray Study by Guinier Diffraction Camera, M. LARIDJANI R. CAHN. Journal of Material Science 11 (1976) 1643-1652