

DIRECTORIO DE PROFESORES DEL  
I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES  
MODULO III

TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES  
DEL 15 AL 19 DE JUNIO DE 1992.

ING. JAVIER CERVANTES CABELLO  
DEPARTAMENTO DE INGENIERIA MECANICA  
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM

M. EN C. CARLOS DOMINGUEZ RIOS  
PROFESOR DE LA DIVISION DE ESTUDIOS DE POSGRADO DE LA  
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM  
TEL. 550 52 15 EXT. 4482

ING. UBALDO EDUARDO MARQUEZ AMADOR  
PROFESOR ASOCIADO "C" TIEMPO COMPLETO  
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM  
TEL. 550 00 41 y 550 52 15 EXT. 4608

ING. MAGDALENA TRUJILLO  
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM

ING. ADOLFO ALTAMIRANO  
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM

ING. SARA CERRUD  
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM

ING. LAURA ORTIZ  
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM

ING. JAVIER ROMERO  
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM

ING. PATRICIA CASTILLO  
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM

M. EN C. MAURICIO CALVA  
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES ELECTRICAS

DR. GABRIEL TORRES VILLASEÑOR  
INV. TITULAR "C", T.C., JEFE DEL DEPARTAMENTO DE METALURGIA  
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES, UNAM

M. EN I. ARMANDO ORTIZ PRADO  
PROFESOR DEL AREA DE INGENIERIA MECANICA  
FACULTAD DE INGENIERIA, UNAM

DR. YVAN HOUBAERT  
UNIVERSIDAD DE GANTE. BELGICA

DR. RODOLFO MORALES  
DIVISION DE INGENIERIA METALURGICA, ESIGIE, IPN  
DR. VICTOR CASTAÑO  
INSTITUTO DE FISICA, UNAM

M. EN C. ADRIAN FIGUEROA  
INSTITUTO TECNOLOGICO REGIONAL DE MORELIA

DR RICARDO VERA  
INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

UNAM

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

FACULTAD DE INGENIERIA

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO  
 FACULTAD DE INGENIERIA  
 DIVISION DE EDUCACION CONTINUA

PRIMER CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES

MODULO 3 TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES  
 Del 15 al 19 de junio de 1992

FECHA	HORARIO	TEMA	PROFESOR
LUNES 15 de Junio	9:00 a 10:00	Presentación del curso Objetivos Presentación de equipos	Ing. Javier Cervantes Ing. Héctor de Jesús Ing. Arturo Cervantes Cabello
LUNES 15 de Junio	11:00 a 13:00	Generalidades sobre los ensayos y nociones de calidad	Ing. Ubaldo Eduardo Marquez A.
LUNES 15 de Junio	15:00 a 17:00	Ensayos mecánicos I. Dureza y microdureza	Ing. Sara Cerrud
LUNES 15 de Junio	17:00 a 19:00	Ensayos mecánicos II Tracción	Ing. Adolfo Altamirano
MARTES 16 de Junio	9:00 a 11:00	Ensayos mecánicos III, Fatiga, impacto	Ing. Magdalena Trujillo
MARTES 16 de Junio	11:00 a 13:00	Ensayos especiales, Desgaste	Ing. Laura Ortiz Ing. Flavio Romero
MARTES 16 de Junio	15:00 a 17:00	Técnicas no convencionales de caracterización de materiales	Dr. Víctor Castaño
MARTES 16 de Junio	17:00 a 19:00	Metalografía I. Preparación	Ing. Sara Cerrud
MIERCOLES 17 de Junio	9:00 a 11:00	Metalografía II Preparación y ataque	Dra. Dora K. de Grinberg
MIERCOLES 17 de Junio	11:00 a 13:00	Metalografía Cuantitativa	Dra. Dora K. de Grinberg
MIERCOLES 17 de junio	15:00 a 17:00	Técnicas metalográficas especiales Microscopía electrónica	Dr. Gabriel Torres
MIERCOLES 17 de Junio	17:00 a 19:00	Técnicas metalográficas especiales Microscopía electrónica	Dr. Gabriel Torres

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTONOMA DE MEXICO  
 FACULTAD DE INGENIERIA  
 DIVISION DE EDUCACION CONTINUA  
 PRIMER CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES  
 MODULO 3 :TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES  
 Del 15 al 19 de junio de 1992

F E C H A	H O R A R I O	T E M A	P R O F E S O R
JUEVES 18 de Junio	9:00 a 10:00	Visita al Instituto de Física	Cuernavaca, Mor.
	10:30 a 19:00	Ensayos no destructivos	M. en C. Mauricio Calva
VIERNES 19 de Junio	9:00 a 11:00	La calidad y los nuevos materiales Aleaciones no ferrosas	Dr. Gabriel Torres V.
	11:00 a 13:00	Aceros microaleados y fundiciones nodulares	M. en I. Armando Ortiz Prado
	15:00 a 17:00	Las necesidades de calidad en los materiales	Dr. Rodolfo Morales Dr. Víctor Castaño
		Mesa Redonda	Dr. Yvân Houbeart Irmén Dr. Rafael Ruíz Vázquez
17:00 a 19:00	Taller Internacional sobre desarrollo de Materiales en América Latina		

# EVALUACION DEL PERSONAL DOCENTE

CURSO: **PRIMER CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES**  
 MODULO 3 **TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES**

FECHA: DEL 15 al 19 DE JUNIO DE 1992

		DOMINIO DEL TEMA	EFICIENCIA EN EL USO DE AYUDAS AUDIO VISUALES	MANTENIMIENTO DEL INTERES. (COMUNICACION CON LOS ASISTENTES, AMENIDAD, FACILIDAD DE EXPRESION).	PUNTUALIDAD
<b>CONFERENCISTA</b>					
1.	ING. JAVIER CERVANTES CABELLO				
2.	ING. HECTOR DE JESUS				
3.	ING. ARTURO CERVANTES CABELLO				
4.	ING. UBALDO EDUARDO MARQUEZ A.				
5.	ING. SARA CERRUD				
6.	ING. ADOLFO ALTAMIRANO				
7.	ING. MACDALENA TRUJILLO				
8.	ING. LAURA ORTIZ				
9.	ING. FLAVIO ROMERO				
ESCALA DE EVALUACION : 1 a 10					

# EVALUACION DEL PERSONAL DOCENTE

CURSO:

PRIMER CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES  
 MODULO 3 TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE  
 MATERIALES

FECHA: Del 15 al 19 de JUNIO DE 1992

		DOMINIO DEL TEMA	EFICIENCIA EN EL USO DE AYUDAS AUDIOVISUALES	MANTENIMIENTO DEL INTERES. (COMUNICACION CON LOS ASISTENTES, AMENIDAD, FACILIDAD DE EXPRESION).	PUNTUALIDAD	
CONFERENCISTA						
10	DR. VICTOR CASTAÑO					
11	DRA. DORA K. DE GRINBERG					
12	DR. GABRIEL TORRES					
13	M. EN C. MAURICIO CALVA					
14	M. EN I. ARMANDO ORTIZ PRADO					
15	DR. RODOLFO MORALES					
16	DR. YVAN HOUBEART IRMEN					
17	DR. RAFAEL RUIZ VAZQUEZ					
18						
ESCALA DE EVALUACION: 1 a 10						

# EVALUACION DE LA ENSEÑANZA

②

SU EVALUACION SINCERA NOS AYUDARA A MEJORAR LOS PROGRAMAS POSTERIORES QUE DISEÑAREMOS PARA USTED.

PRIMER CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES  
 MODULO 3 TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES

Del 15 al 19 DE JUNIO DE 1992

	TEMA	ORGANIZACION Y DESARROLLO DEL TEMA	GRADO DE PROFUNDIDAD LOGRADO EN EL TEMA	GRADO DE ACTUALIZACION LOGRADO EN EL TEMA	UTILIDAD PRACTICA DEL TEMA
1	GENERALIDADES SOBRE ENSAYOS Y NOCIONES DE CALIDAD				
2	ENSAYOS MECANICOS I, DUREZA Y MICRODUREZA				
3	ENSAYOS MECANICOS II TRACCION				
4	ENSAYOS MECANICOS III, FATIGA, IMPACTO				
5	ENSAYOS ESPECIALES, DESGASTE				
6	TECNICAS NO CONVENCIONALES DE CARACTERIZACION DE MATERIALES				
7	METALOGRAFIA I, PREPARACION				
8	METALOGRAFIA II, PREPARACION Y ATAQUE				
9	METALOGRAFIA CUANTITATIVA				
10	TECNICAS METALOGRAFICAS ESPECIALES MICROSCOPIA ELECTRONICA				
ESCALA DE EVALUACION : 1 a 10					

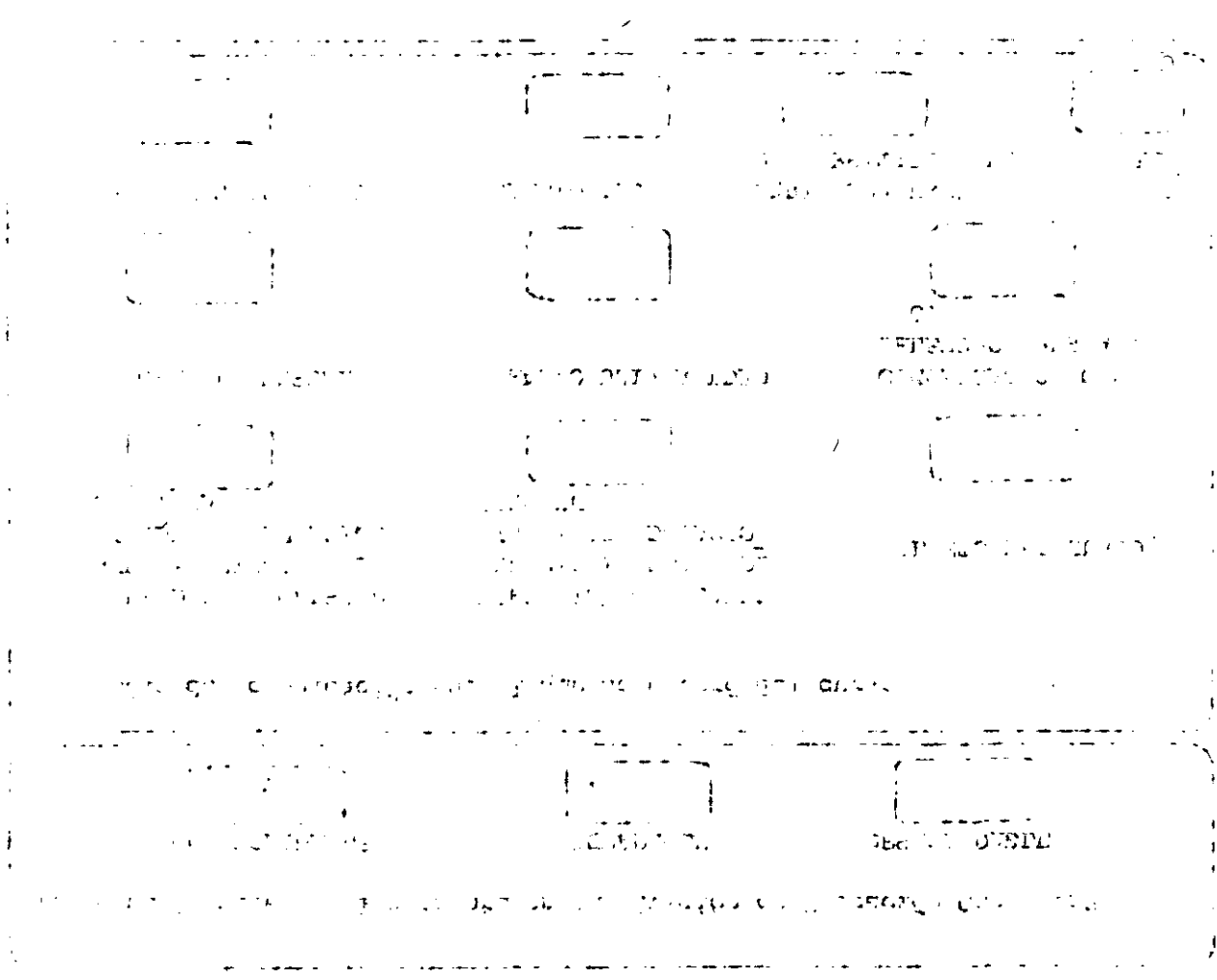
EVALUACION DEL CURSO

C O N C E P T O		
1.-	APLICACION INMEDIATA DE LOS CONCEPTOS EXPUESTOS	
2.-	CLARIDAD CON QUE SE EXPUSIERON LOS TEMAS	
3.-	GRADO DE ACTUALIZACION LOGRADO EN EL CURSO	
4.-	CUMPLIMIENTO DE LOS OBJETIVOS DEL CURSO.	
5.-	CONTINUIDAD EN LOS TEMAS DEL CURSO	
6.-	CALIDAD DE LAS NOTAS DEL CURSO	
7.-	GRADO DE MOTIVACION LOGRADO EN EL CURSO	
EVALUACION TOTAL		

ESCALA DE EVALUACION: 1 A 10



[Faint, illegible text, possibly bleed-through from the reverse side of the page.]



6.- ¿Qué cursos le gustaría que ofreciera la División de Educación Continua?

---



---



---

7.- La coordinación académica fué:

EXCELENTE	BUENA	REGULAR	MALA
<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>

8.- Si está interesado en tomar algún curso INTENSIVO ¿Cuál es el horario más conveniente para usted?

LUNES A VIERNES DE 9 a 13 H. Y DE 14 A 18 H. (CON COMIDAD)	LUNES A VIERNES DE 17 a 21 H.	LUNES A MIERCOLES Y VIERNES DE 18 A 21 H.	MARTES Y JUEVES DE 18 A 21 H.
<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>
VIERNES DE 17 A 21 H. SABADOS DE 9 A 14 H.		VIERNES DE 17 A 21 H. SABADOS DE 9 A 13 H. DE 14 A 18 H.	OTRO
<input type="checkbox"/>		<input type="checkbox"/>	<input type="checkbox"/>

9.- ¿Qué servicios adicionales desearía que tuviese la División de Educación Continua, para los asistentes?

---



---



---

10.- Otras sugerencias:

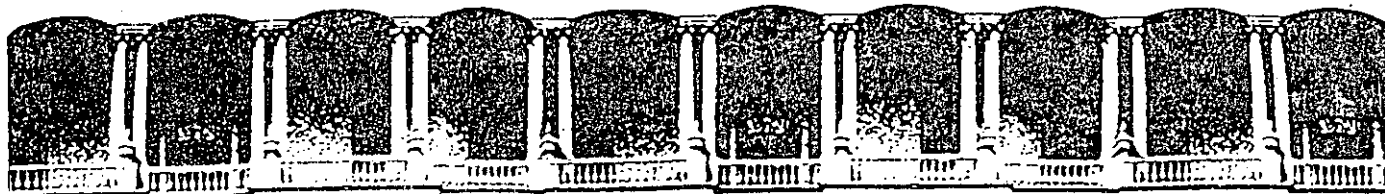
---



---



---



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.  
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

**CURSOS ABIERTOS**

**1er. CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES**

**MODULO 3: TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES**

*- Del 15 al 19 de junio de 1992.*

**GENERALIDADES SOBRE LOS ENSAYOS Y  
NOCIONES DE CALIDAD**

**ING. EDUARDO E. MARQUEZ A.**

**JUNIO - 1992**

*[The page contains extremely faint and illegible text, likely bleed-through from the reverse side of the document. The text is too light to transcribe accurately.]*

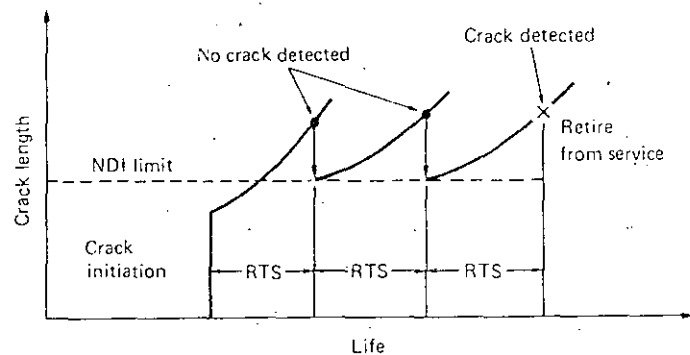


Figure 13-4 Schematic of the retirement-for-cause concept.

interval. To implement this maintenance philosophy, it is imperative to have an NDI capability with acceptable resolution and reliability.<sup>1</sup> Because there is a probability of finding a given size flaw with a given NDI capability, it is necessary to use probabilistic fracture mechanics. Computer simulation methods have been developed for selection of the RTS interval to obtain an acceptably low failure probability with realistic NDI reliability.

### 13-5 QUALITY CONTROL AND ASSURANCE

“Quality control”<sup>2</sup> refers to the actions taken throughout the engineering and manufacturing of a product to prevent and detect product deficiencies and product safety hazards. The American Society for Quality Control (ASQC) defines *quality* as the totality of features and characteristics of a product or service that bear on ability to satisfy a given need. In a narrower sense, “quality control” refers to the statistical techniques employed in sampling production and monitoring the variability of the product (Sec. 11-14). *Quality assurance* is basically a management method for managing quality-control activities and ensuring that a viable quality-control function is in operation.

Quality control received its initial impetus in the United States in World War II when war production was facilitated and controlled with QC methods. The traditional role of quality control has been to control the quality of raw materials, control the dimensions of parts during production, eliminate imperfect parts from the production line, and assure functional performance of the product. With increased emphasis on tighter tolerance levels, slimmer profit margins, and stricter interpretation of liability laws by the courts (see Sec. 13-6), there has been

<sup>1</sup> P. F. Packman, et al., “Metals Handbook,” 8th ed., vol. 11, pp. 414-424.

<sup>2</sup> J. M. Juram, “Quality Control Handbook,” 3d ed., McGraw-Hill Book Company, New York, 1974; J. M. Juram and F. M. Gryna, Jr., “Quality Planning and Analysis,” 2d ed, ibid., 1980.

even greater emphasis on quality control. More recently the heavy competition for U.S. markets from overseas producers who have emphasized quality in the extreme has placed even more emphasis on QC by U.S. producers.

#### Fitness for Use

An appropriate engineering viewpoint of quality is to consider that it is *fitness for use*. The consumer may confuse quality with luxury, but in an engineering context quality has to do with how well a product meets its design and performance specifications. With that concept in mind, the various components for achieving quality can be listed as follows.

1. Quality in design
  - Market research
  - Design concept
  - Design specifications
2. Quality in conformance
  - Manufacturing technology
  - Production personnel
  - Management
3. Availability
  - Reliability
  - Maintainability
  - Logistic support
4. Field service
  - Promptness
  - Competence
  - Integrity

Most of these components of quality have been discussed previously in this text. However, it is not redundant to emphasize that quality is established in the design phase. As we shall see in the discussion of product liability, the courts have greatly increased the responsibility of the design engineer by insisting that all of the improper uses a product can be put to be anticipated and that the misuse of the product be prevented by design.

The particular technology used in manufacturing has an important influence on quality. We saw in Chap. 7 that each manufacturing process has an inherent capability for maintaining tolerances. The same is true for defect generation. As the computer pervades manufacturing, there is a growing trend toward automated inspection, which permits higher volume of part inspection and removes human variability from the inspection process. An important but often overlooked aspect of QC is the design of inspection fixtures and gaging.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> C. W. Kennedy and D. E. Andrews, “Inspection and Gaging,” 5th ed., Industrial Press Inc., New York, 1977.

The skill and attitude of production workers can have a great deal to do with quality. Where there is pride in the quality of the product there is greater concern for quality on the production floor. A technique used successfully in Japan and meeting with growing acceptance in the United States is the quality circle, in which small groups of production workers meet regularly to suggest quality improvements in the production process.

Management must be solidly behind it, or quality control will not be achieved. There is an inherent conflict between achieving quality and wanting to meet production schedules at minimum cost. This is another manifestation of the perennial conflict between short- and long-term goals. There is general agreement that the greater the autonomy of the quality function in the management structure the higher the level of quality in the product. Most often the quality control and manufacturing departments are separate and both the QC manager and the production manager report to the plant manager.

The concept of availability was discussed in Chap. 12. Reliability should be designed into the product; maintainability is a function of design plus manufacturing quality. Logistic support includes the cost and ease of obtaining the parts needed to keep the equipment operational.

Field service comprises all the services provided by the manufacturer after the product has been delivered to the customer: equipment installation, operator training, repair service, warranty service, and claim adjustment. The level of field service is an important factor in establishing the value of the product to the customer, so that it is a real part of the fitness-for-use concept of quality control. Customer contact by field service engineers is one of the major sources of input about the quality level of the product. Information from the field "closes the loop" of quality assurance and provides needed information for redesign of the product.

### Quality-Control Concepts

A basic tenet of quality control is that variability is inherent in any manufactured product. Somewhere there is an economic balance between reducing the variability and the cost of manufacture. Statistical quality control considers that part of the variability is inherent in the materials and process and can be changed only by changing those factors. The remainder of the variability is due to assignable causes that can be reduced or eliminated if they can be identified. The control chart technique described in Sec. 11-14 is aimed at this approach.

The basic questions in establishing a QC policy for a part are four in number: 1) What do we inspect? 2) How do we inspect? 3) When do we inspect? 4) Where do we inspect?

**What to inspect.** The objective should be to focus on a few critical characteristics of the product that are good indicators of performance. This is chiefly a technically based decision. Another decision is whether to emphasize nondestructive or destructive inspection. Obviously, the chief value of an NDI technique is that it allows the manufacturer to inspect a part that will actually be sold. Also, the customer

can inspect the same part before it is used. Destructive tests, like tensile tests, are done with the assumption that the results derived from the test are typical of the population from which the test samples were taken. Often it is necessary to use destructive tests to verify that the nondestructive test is measuring the desired characteristic.

**How to inspect.** The basic decision is whether the characteristic of the product to be monitored will be measured on a continuous scale (inspection by variables) or by whether the part passes or fails some go-no-go test. The latter situation is known as measurement by attribute. Inspection by variables uses the normal, lognormal, or some similar frequency distribution. Inspection by attributes uses the binomial and Poisson distributions.

**When to inspect.** The decision on when to inspect determines the QC method that will be employed. Inspection can occur either while the process is going on (process control) or after it has been completed (acceptance sampling). A process control approach is used when the inspection can be done nondestructively at low unit cost. An important feature of process control is that the manufacturing conditions can be continuously adjusted on the basis of the inspection data to reduce the percent defectives. Acceptance sampling often involves destructive inspection at a high unit cost. Since not all parts are inspected, it must be expected that a small percentage of defective parts will be passed by the inspection process. The development of sampling plans<sup>1</sup> for various acceptance sampling schemes is an important aspect of statistical quality control.

**Where to inspect.** This decision has to do with the number and location of the inspection steps in the manufacturing process. There is an economic balance between the cost of inspection and the cost of passing defective parts to the later stages of the production sequence or to the customer. The number of inspection stations will be optimal when the marginal cost of another inspection exceeds the marginal cost of passing on some defective parts. Inspection operations should be conducted before production operations that are irreversible, i.e., such that rework is impossible, or that are very costly. Inspection of incoming raw material to a production process is one such place. Steps in the process that are most likely to generate flaws should be followed by an inspection. In a new process, inspection operations might take place after every process step; but as experience is gathered, the inspection would be maintained only after steps that have been shown to be critical.

### Quality Assurance

Quality assurance is concerned with all corporate activities that affect customer satisfaction with the quality of the product. There must be a quality assurance department with sufficient independence from manufacturing to act to maintain

<sup>1</sup> See MIL-STD-105D and MIL-STD-414.

quality. This group is responsible for interpreting national codes and standards in terms of each purchase order and for developing written rules of operating practice. Emphasis should be on clear and concise written procedures. A purchase order will generate a great amount of in-plant documentation, which must be accurate and be delivered promptly to each work station. Much of this paper flow has been computerized, but there must be a system by which it gets on time to the people who need it. There must also be procedures for maintaining the identity and traceability of materials and semifinished parts while in the various stages of processing. Definite policies and procedures for dealing with defective material and parts must be in place. There must be a way to decide when parts should be scrapped, reworked, or downgraded to a lower quality level. A quality assurance system must identify which records should be kept, and establish procedures for accessing those records as required.

Quality control is not something that can be put in place and then forgotten. There must be procedures for training, qualifying, and certifying inspectors and other QC personnel. Funds must be available for updating inspection and laboratory equipment and for the frequent calibration of instruments and gages.

An important aspect of quality assurance is the periodic audit of the QC system against written standards. The audit should be performed by persons who have no responsibility in the area under audit. It should be reviewed by top management.

### 13-6 PRODUCT LIABILITY

Product liability<sup>1</sup> is the area of law in which the liability of sellers of products falls. It is one of many kinds of *torts*, which are defined as injuries or wrongs to a person or personal property. The number of product liability claims is increasing very rapidly because of recent changes in the interpretation of the law. Not only has the number of legal actions increased by a factor of 20 over a 15-year period but the cost of product liability insurance also has increased until it is nearly prohibitive for many smaller manufacturers.

For over 100 years the legal concept of privity restricted the widespread use of product liability actions. *Privity* is the relationship between two persons who have a legal interest in the same thing. The courts held that the injured party could sue only the party in privity. Thus, if a consumer was injured by a power tool, he could sue only the retailer who sold him the tool; the retailer, in turn, could sue only the wholesaler, who in turn could sue the manufacturer. Now that the

<sup>1</sup> A. A. Weinstein, A. D. Twerzki, H. R. Pichler, and W. A. Donaher, "Products Liability and the Reasonably Safe Product," John Wiley & Sons, Inc., New York, 1978; S. J. Klein, "How to Avoid Products Liability," Institute for Business Planning, Englewood Cliffs, N.J., 1980; J. Kolb and S. S. Ross, "Product Safety and Liability—A Desk Reference," McGraw-Hill Book Company, New York, 1980; V. J. Colangelo and P. A. Thornton, "Engineering Aspects of Product Liability," American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1981.

courts have abandoned the concept of privity in product liability, the injured consumer can sue all members in the manufacturing chain. From the viewpoint of recovering damages it obviously is an advantage to be able to directly sue the manufacturer, whose resources are likely to be much greater than those of the owner of the neighborhood hardware store.

A second major change in the law of product liability is the almost universal adoption by the courts of the standard of strict liability. Previously manufacturers or sellers were liable only when they could be proved negligent or unreasonably careless in what they made or how they made it. It had to be proved that a reasonable manufacturer using prudence would have exercised a higher standard of care. However, today in most states a standard of strict liability is applied. Under this theory of law the plaintiff must prove that: 1) the product was defective and unreasonably dangerous, 2) the defect existed at the time the product left the defendant's control, 3) the defect caused the harm, and 4) the harm is appropriately assignable to the identified defect. Thus, the emphasis on responsibility for product safety has shifted from the consumer to the manufacturer of products.

#### Negligence

About 25 percent of product litigation alleges engineering negligence. Negligence is the failure to do something that a reasonable man, guided by the considerations that ordinarily regulate human affairs, would do. In product liability law the seller is liable for negligence in the manufacture or sale of any product that may *reasonably be expected* to be capable of inflicting substantial harm if it is defective. Negligence in design is usually based on one of three factors.

1. That the manufacturer's design has created a concealed danger.
2. That the manufacturer has failed to provide needed safety devices as part of the design of the product.
3. That the design called for materials of inadequate strength or failed to comply with accepted standards.

Another common area of negligence is failure to warn the user of the product concerning possible dangers involved in the product use. This should take the form of warning labels firmly affixed to the product and more detailed warnings of restrictions of use and maintenance procedures in the brochure that comes with the purchase. In a random sampling of product liability cases about 60 percent involve claims that the manufacturer failed to warn users about the hazards involved in using the product or about applications of the product that should not have been undertaken.

#### Strict Liability

Under the theory of strict liability it is not necessary to prove negligence on the part of the manufacturer of the product. The plaintiff need only prove that 1) the product contained an unreasonably dangerous defect, 2) that the defect existed

at the time the product left the defendant's hands, and 3) the defect was the cause of the injury. The fact that the injured party acted carelessly or in bad faith is not a defense under strict liability standards. More recently the courts have acted so as to require the manufacturer to design his product in such a way as to anticipate careless use and abuse by the user.

The criteria by which the defective and unreasonably dangerous nature of any product<sup>1</sup> is tested in litigation are:

1. The usefulness and desirability of the product
2. The availability of other and safer products to meet the same need
3. The likelihood of injury and its probable seriousness
4. The obviousness of the danger
5. Common knowledge and normal public expectation of the danger
6. The avoidability of injury by care in use of the warnings
7. The ability to eliminate the danger without seriously impairing the usefulness of the product or making the product unduly expensive

### Design Aspect of Product Liability

Court decisions on product liability coupled with consumer safety legislation have placed greater responsibility on the designer for product safety. The following aspects of the design process should be emphasized to minimize potential problems from product liability.

1. Take every precaution that there is strict adherence to industry and government standards. Conformance to standards does not relieve or protect the manufacturer from liability, but it certainly lessens the possibility of product defects.
2. All products should be thoroughly tested before being released for sale. An attempt should be made to identify the possible ways a product can become unsafe (see Sec. 12-5), and tests should be devised to evaluate those aspects of the design. When failure modes are discovered, the design should be modified to remove the potential cause of failure.
3. The finest quality-control techniques available will not absolve the manufacturer of a product liability if, in fact, the product being marketed is defective. However, the strong emphasis on product liability has placed renewed emphasis on quality control as a way to limit the incidence of product liability.
4. Make a careful study of the system relations between your product and upstream and downstream components. You are required to know how malfunctions upstream and downstream of your product may cause failure to your product. You should warn users of any hazards or foreseeable misuses based on these system relationships.
5. Documentation of the design, testing, and quality activities can be very important. If there is a product recall, it is necessary to be able to pinpoint pro-

ducts by serial or lot number. If there is a product liability suit, the existence of good, complete records will help establish an atmosphere of competent behavior.

6. The design of warning labels and user instruction manuals should be an integral part of the design process. The appropriate symbols, color, and size and the precise wording of the label must be developed after joint meetings of the engineering, legal, marketing, and manufacturing staffs. Use international warning symbols.

### Business Procedures to Minimize Risk

In addition to careful consideration of the above design factors, there are a number of business procedures that can minimize product liability risk.

1. There should be an active product liability and safety committee charged with seeing to it that the corporation has an effective product liability loss control and product safety program. This committee should have representatives from the advertising, engineering, insurance, legal, manufacturing, marketing, materials, purchasing, and quality-control departments of the corporation.
2. Insurance protection for product liability suits and product recall expenses should be obtained.
3. Develop a product usage and incident-reporting system just as soon as a new product moves into the marketplace. It will enable the manufacturer to establish whether the product has good customer acceptance and detect early signs of previously unsuspected product hazards or other quality deficiencies.

### Future Directions

The great increases in the number of product liability claims and the dollars awarded by the courts to successful plaintiffs, and the resulting escalation in the cost of insurance coverage, have brought a clamor to bring some restraint to the situation before we become a no-fault economy in which producers and sellers will be held responsible for all product-related injuries. A 1977 task force of the U.S. Department of Commerce developed a model law that it is hoped will be adopted uniformly by the states. The chief thrust of the law is to strengthen manufacturers' defenses against product liability suits without removing the major points of consumer protection. Its chief points are:

1. A statute of repose to limit suits to certain periods after a product is first manufactured or sold. At present there is no statute of limitations, and claims have been won from the manufacturer for 30-year-old equipment that has had six changes of ownership with modifications by each owner.
2. Allow as a defense the position that the product met the state of the art at the time it was manufactured.
3. Allow as a defense that the product was altered by the user.

<sup>1</sup> H. R. Piehler, A. D. Twerski, A. S. Weinstein, and W. A. Donaher. *Science*, vol. 186, p. 1093, 1974.







**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.  
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

**CURSOS ABIERTOS**

**1er. CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES**

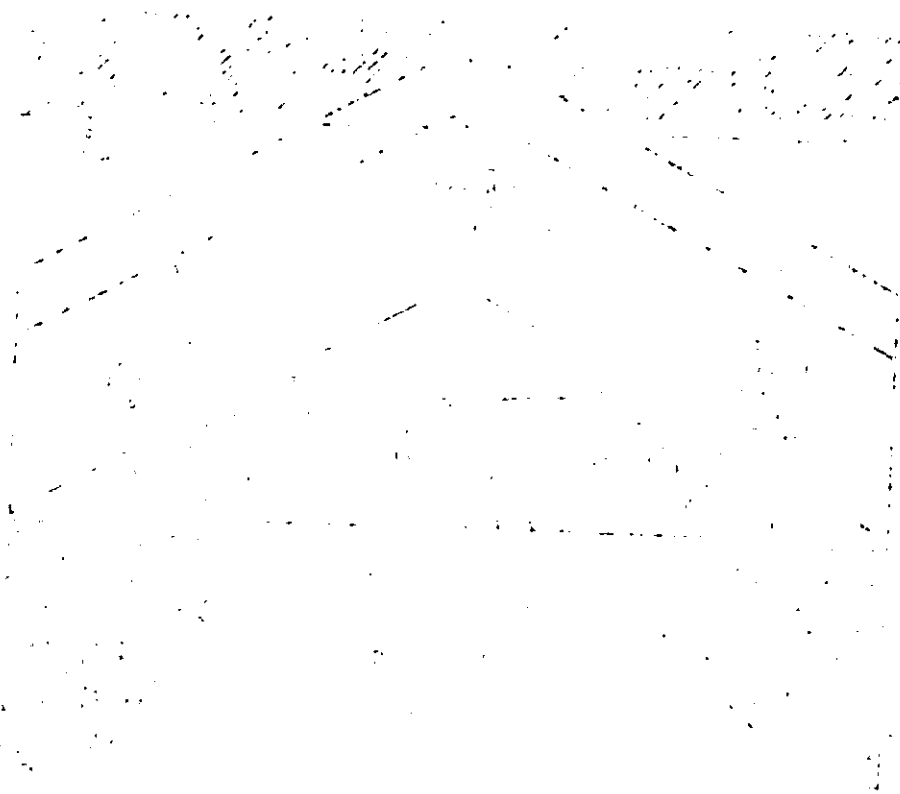
**MODULO 3: TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES**  
*Del 15 al 19 de junio de 1992.*

**DUREZA Y MICRODUREZA**

**ING. SARA CERRUD SANCHEZ**

**JUNIO - 1992**

THE UNIVERSITY OF CHICAGO  
DEPARTMENT OF CHEMISTRY  
5708 SOUTH CAMPUS DRIVE  
CHICAGO, ILLINOIS 60637



... ..  
... ..  
... ..

... ..  
... ..  
... ..  
... ..

... ..

## **Identadores**

En este ensayo se utilizan dos tipos de identadores que son:

- El identador de diamante esfero-cónico de 120 grados que se utiliza principalmente para ensayos en aceros duros o carburos cementados.
- Identadores de bola de acero con diámetro de 1/16, 1/8, 1/4 y de 1/2 pulgada (1.588, 3.175, 6.35 y 12.7 mm.) los cuales se utilizan en materiales suaves como aceros recocidos, revenidos, algunos grados de fundiciones y una variedad de materiales no ferrosos.

## **Selección de Carga**

Existen dos tipos de Pruebas de Dureza Rockwell: En el ensayo de dureza Rockwell la precarga es de 10 Kgf. y la carga mayor es de 60, 100 o 150 Kgf.

En Rockwell superficial la precarga es de 3 Kgf. y la carga mayor es de 15, 30 ó 45 Kgf.

En ambos ensayos, el identador puede ser de diamante o de bola de acero, depende de las características del material a ensayar.

## **Escala de Dureza**

El valor de dureza Rockwell se expresa como una combinación del número de dureza y el tipo de carga e identador a través de la escala. El número de dureza se expresa por el simbolo HR y la escala designada. Por ejemplo 64 HRC, el 64 representa el número de dureza, el HR que es un ensayo Rockwell y C es la escala que nos representa que se utilizó un identador de diamante y una carga de 150 Kgs.

Existen 30 escalas diferentes debido a la combinación de la precarga, carga mayor e identador utilizado.

Las escalas de mayor aplicación son Rockwell C y B.  
Se pueden seleccionar las escalas con los siguientes factores:

- Tipo de material.
- Espesor del material a ensayar.
- Localización de la prueba.
- Limitaciones de la escala.

## Tipo de material

Es necesario conocer si el material es duro o suave para escoger la escala correcta. Por ejemplo si se va a ensayar una pieza de carburo de tungsteno, sabemos que este material es duro y por lo tanto tendremos que escoger un indentador de diamante, esto nos da la posibilidad de utilizar 6 escalas: Rockwell C, A, D, 45N, 30N o 15N.

El siguiente paso es determinar que escala nos garantizará precisión, sensibilidad y repetibilidad.

En la tabla siguiente se tienen las escalas y su aplicación típica.

Scale symbol	Indenter	Major load, kgf	Typical applications
A	Diamond (two scales—carbide and steel)	60	Cemented carbides, thin steel, and shallow case-hardened steel
B	1/16-in. (1.588-mm) ball	100	Copper alloys, soft steels, aluminum alloys, malleable iron
C	Diamond	150	Steel, hard cast irons, pearlitic malleable iron, titanium, deep case-hardened steel, and other materials harder than HRB 100
D	Diamond	100	Thin steel and medium case-hardened steel and pearlitic malleable iron
E	1/8-in. (3.175-mm) ball	100	Cast iron, aluminum and magnesium alloys, bearing metals
F	1/16-in. (1.588-mm) ball	60	Annealed copper alloys, thin soft sheet metals
G	1/16-in. (1.588-mm) ball	150	Phosphor bronze, beryllium copper, malleable irons. Upper limit HRG 92 to avoid possible flattening of ball
H	1/8-in. (3.175-mm) ball	60	Aluminum, zinc, lead
K	1/8-in. (3.175-mm) ball	150	Bearing metals and other very soft or thin materials. Use smallest ball and heaviest load that do not produce anvil effect.
L	1/4-in. (6.350-mm) ball	60	Bearing metals and other very soft or thin materials. Use smallest ball and heaviest load that do not produce anvil effect.
M	1/4-in. (6.350-mm) ball	100	Bearing metals and other very soft or thin materials. Use smallest ball and heaviest load that do not produce anvil effect.
P	1/4-in. (6.350-mm) ball	150	Bearing metals and other very soft or thin materials. Use smallest ball and heaviest load that do not produce anvil effect.
R	1/2-in. (12.70-mm) ball	60	Bearing metals and other very soft or thin materials. Use smallest ball and heaviest load that do not produce anvil effect.
S	1/2-in. (12.70-mm) ball	100	Bearing metals and other very soft or thin materials. Use smallest ball and heaviest load that do not produce anvil effect.
V	1/2-in. (12.70-mm) ball	150	Bearing metals and other very soft or thin materials. Use smallest ball and heaviest load that do not produce anvil effect.

Source: ASTM Standard E 18

Scale symbol	Indenter	Major load, kgf
15N	Diamond	15
30N	Diamond	30
45N	Diamond	45
15T	1/16-in. (1.588-mm) ball	15
30T	1/16-in. (1.588-mm) ball	30
45T	1/16-in. (1.588-mm) ball	45
15W	1/8-in. (3.175-mm) ball	15
30W	1/8-in. (3.175-mm) ball	30
45W	1/8-in. (3.175-mm) ball	45
15X	1/4-in. (6.350-mm) ball	15
30X	1/4-in. (6.350-mm) ball	30
45X	1/4-in. (6.350-mm) ball	45
15Y	1/2-in. (12.70-mm) ball	15
30Y	1/2-in. (12.70-mm) ball	30
45Y	1/2-in. (12.70-mm) ball	45

Note: The Rockwell N scales of a superficial hardness tester are used for materials similar to those tested on the Rockwell C, A, and D scales, but of thinner gage or case depth. The Rockwell T scales are used for materials similar to those tested on the Rockwell B, F, and G scales, but of thinner gage. When minute indentations are required, a superficial hardness tester should be used. The Rockwell W, X, and Y scales are used for very soft materials. The letter N designates the use of the diamond indenter; the letters T, W, X, and Y designate steel ball indenters. Superficial Rockwell hardness values are always expressed by the number suffixed by a number and a letter that show the load and indenter combination. For example, 80 HR30N indicates a reading of 80 on the superficial Rockwell scale using a diamond indenter and a major load of 30 kgf.

## Espeor de la Muestra

El material circundante a la huella de la indentación es trabajado en frío y la extensión del trabajo en frío depende del tipo de material.

Se encontró experimentalmente que la profundidad afectada por la indentación es al menos 10 veces la profundidad de la huella. Por tal motivo el espesor de la pieza a ensayar debe ser por lo menos 10 veces la profundidad de la indentación.

La profundidad de la indentación puede determinarse:

- a) Cuando se utiliza un indentador de diamante, el número de dureza se le sustrae a 100 y se multiplica por 0.002 mm. Por ejemplo la profundidad de la huella de una dureza 60 HRC es:

$$(100-60) (.002) = .08\text{mm.}$$

$$\text{Profundidad} = .08\text{mm} = 0.003 \text{ in.}$$

- b) Cuando se utiliza un indentador de bola el número de dureza se le sustrae a 130 y se multiplica por .002 mm. Por ejemplo 80 HRB.

$$(130 - 80) (0.002 \text{ mm}) = 0.10 \text{ mm.}$$

$$\text{Profundidad} = 0.10 \text{ mm} = 0.004 \text{ in.}$$



Faint, illegible text at the top of the page, possibly a header or introductory paragraph.



Main body of faint, illegible text, appearing to be several paragraphs of a document.



Faint, illegible text at the bottom of the page, possibly a footer or concluding paragraph.

## **Localización de la Identación**

Si una indentación es colocada muy cerca del borde de la pieza, el borde de la pieza será pandeada y el número de la dureza Rockwell decrece, por lo tanto, para asegurar la correcta medición, la distancia desde el centro de la indentación a el borde de la pieza debe ser por lo menos 2 1/2 veces el diámetro de la huella.

Por lo tanto, cuando se realice en áreas estrechas, el ancho de esa área debe ser por lo menos 5 diámetros, cuando la indentación es puesta en el centro. La escala apropiada puede ser seleccionada por este mínimo de ancho.

Como se mencionó anteriormente, la prueba de dureza por indentación produce trabajo en frío alrededor de la huella y si otra indentación es puesta en el área donde se trabaja el material en frío, la lectura es mayor a las reales, por tal motivo se tiene que dejar al menos 3 diámetros de distancia desde el centro de una indentación a la otra.

## **Limitación en las Escalas**

Cuando se tiene una escala con el indentador de diamante, la medida no puede caer abajo de 20 por que el indentador no esta calibrado por debajo de esta medida.

La escala Rockwell C no debe usarse para carburos de tungsteno por que el material puede fracturar el indentador de diamante o la vida del indentador se reduce considerablemente.

En escalas en que se utilizan el indentador de bola de acero, las lecturas arriba de 100 no son aceptadas, excepto en circunstancias especiales.

## **Metodología de Prueba**

Aunque la prueba de dureza Rockwell es simple, la exactitud y la repetitividad de los resultados dependen de la metodología a seguir en los ensayos.

## **Indentador**

La superficie de contacto del indentador y la varilla del émbolo deben estar limpias.



Faint, illegible text at the top of the page, possibly a header or introductory paragraph.

A short line of faint text, possibly a date or a specific reference.

A block of faint, illegible text in the middle section of the page.

A line of faint text, possibly a separator or a specific note.

A line of faint text, possibly a signature or a closing statement.



A line of faint text located below the large stamp.

A line of faint text at the bottom of the page, possibly a footer or a final note.

## Angulo de la Superficie del Material a Ensayar

La superficie de la muestra debe estar perpendicular al eje del indentador, de no ser así, podemos tener diferencias de 0.1 a 1.5 HRC con sólo un ángulo de 3 grados. Este error produce valores menores que la dureza real.

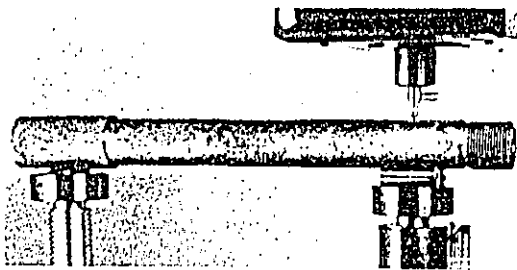
## Espaciamiento entre Identaciones

La distancia entre el centro de una indentación y otra debe ser al menos 3 veces el diámetro de la indentación y la distancia de la orilla al centro de la indentación debe ser por lo menos 2.5 diámetros.

## Ajustes para Muestras de Tamaño y Configuración

Cuando se tienen muestras muy largas se tiene que poner un soporte adicional para que se encuentre firme la pieza de trabajo para aplicar la precarga. La figura siguiente muestra el método correcto y el incorrecto para tomar dureza en una pieza larga y pesada.

(a) Correct method requires a support of the extended end of the piece to prevent any pressure of specimen against indenter. The jack-rest support is available as an accessory. (b) Incorrect method causes damage to indenter and, through leverage action, causes drag and jamming of plunger rod, producing inaccurate readings. When testing, the specimen must be pressed rigidly on the anvil by the pressure of the minor load. Because of this, only short or lightweight material may be permitted much overhang.



Correct method



Incorrect method

## Piezas con Superficies Curvas

Cuando el indentador es forzado a penetrar en una superficie convexa, hay menor soporte lateral, en consecuencia el indentador se inclina más en el material que en la superficie plana del material de la misma dureza y cuando se tiene una superficie concava se tiene una superficie adicional y el valor de la medida es mayor que el del material plano.

Para diámetros mayores que 25.4 mm. la diferencia de la medida es insignificante. Para diámetros menores que 25.4 mm., particularmente en materiales suaves en los que se realizan indentaciones largas, ya sean concavas o convexas, deben tomarse en cuenta.

Un factor de corrección debe de aplicarse según la tabla siguiente:

Observed reading	Correction factor for workpiece with diameter of:							
	3.175 mm (0.125 in.)	6.350 mm (0.250 in.)	9.525 mm (0.375 in.)	12.700 mm (0.500 in.)	15.875 mm (0.625 in.)	19.050 mm (0.750 in.)	22.225 mm (0.875 in.)	25.400 mm (1.000 in.)
<b>Standard hardness testing, 1/16-in. (1.588-mm) ball indenter (Rockwell B, F, and G scales)</b>								
100		3.5	2.5	1.5	1.5	1.0	1.0	0.5
90		4.0	3.0	2.0	1.5	1.5	1.5	1.0
80		5.0	3.5	2.5	2.0	1.5	1.5	1.5
70		6.0	4.0	3.0	2.5	2.0	2.0	1.5
60		7.0	5.0	3.5	3.0	2.5	2.0	2.0
50		8.0	5.5	4.0	3.5	3.0	2.5	2.0
40		9.0	6.0	4.5	4.0	3.0	2.5	2.5
30		10.0	6.5	5.0	4.5	3.5	3.0	2.5
20		11.0	7.5	5.5	4.5	4.0	3.5	3.0
10		12.0	8.0	6.0	5.0	4.0	3.5	3.0
0		12.5	8.5	6.5	5.5	4.5	3.5	3.0
<b>Standard hardness testing, diamond indenter (Rockwell C, D, and A scales)</b>								
80		0.5	0.5	0.5	...	...	...	...
70		1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	...	...
60		1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5
50		2.5	2.0	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5
40		3.5	2.5	2.0	1.5	1.0	1.0	1.0
30		5.0	3.5	2.5	2.0	1.5	1.5	1.0
20		6.0	4.5	3.5	2.5	2.0	1.5	1.5
<b>Superficial hardness testing, 1/16-in. (1.588-mm) ball indenter (Rockwell 15T, 30T, and 45T scales)</b>								
90	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	...	0.5
80	3.0	2.0	1.5	1.5	1.0	1.0	...	0.5
70	5.0	3.5	2.5	2.0	1.5	1.0	...	1.0
60	6.5	4.5	3.0	2.5	2.0	1.5	...	1.5
50	8.5	5.5	4.0	3.0	2.5	2.0	...	1.5
40	10.0	6.5	4.5	3.5	3.0	2.5	...	2.0
30	11.5	7.5	5.0	4.0	3.5	2.5	...	2.0
20	13.0	9.0	6.0	4.5	3.5	3.0	...	2.0
<b>Superficial hardness testing, diamond indenter (Rockwell 15N, 30N, and 45N scales)</b>								
90	0.5	0.5	...	...	...	...	...	...
85	0.5	0.5	0.5	...	...	...	...	...
80	1.0	0.5	0.5	0.5	...	...	...	...
75	1.5	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5	...	...
70	2.0	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	...	0.5
65	2.5	1.5	1.0	0.5	0.5	0.5	...	0.5
60	3.0	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	...	0.5
55	3.5	2.0	1.5	1.0	1.0	0.5	...	0.5
50	3.5	2.0	1.5	1.0	1.0	1.0	...	0.5
45	4.0	2.5	2.0	1.0	1.0	1.0	...	1.0
40	4.5	3.0	2.0	1.5	1.0	1.0	...	1.0

Note: These correction factors are added to the dial-gage reading when hardness testing on the outer (convex) surface and subtracted when testing on the inner (concave) surface. The values are approximate only and represent the averages, to the nearest half Rockwell number, of numerous actual observations by different investigators, as well as mathematical analyses of the same problem. The accuracy of tests on cylindrical workpieces will be seriously affected by alignment of elevating screw, V-anvil, and indenters, and by surface finish and straightness of the cylinders.

El factor de corrección es sumado al valor de la medida cuando la prueba se realiza en una superficie convexa y cuando se hace en una superficie concava se debe restar.

En cilindros con diámetros menores que 6.35 mm. y hasta 3.175 mm. en la prueba de dureza Rockwell se debe utilizar el factor de corrección y para diámetros menores de 3.175 mm. deben ser probados con micro-dureza.

## DUREZA BRINELL

Con este ensayo se puede determinar la dureza de un sinnúmero de materiales. La prueba consiste en aplicar una carga de 500 a 3000 Kgf. por un determinado tiempo (10 a 30 seg.) usando una bola de acero o de carburo de tungsteno de 5 a 10 mm. de diámetro. El tiempo es requerido para asegurar que el flujo plástico a dejado de recuperarse.

La dureza es determinada tomando el diámetro de la indentación y se calcula el número de la dureza dividiendo la carga entre la superficie del área de indentación:

$$HB = \frac{2 P}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

P = Carga aplicada (Kg)  
D = Diámetro del indentador (mm)  
d = Diámetro de la indentación (mm)

### Selección del Identador y su Geometría

La bola estándar para el indentador de dureza Brinell es de 10 mm. de diámetro.

La norma ASTM E-10 especifica que el indentador de bola de 10 mm, no debe tener desviaciones de más de .005 mm. y cuando no se utilice este tipo de indentador, se tendrán diferentes tolerancias, ver tabla siguiente:

Ball diameter, mm	Tolerance (a), mm
1 to 3, inclusive	±0.0035
More than 3 to 6, inclusive	±0.004
More than 6 to 10, inclusive	±0.0045

(a) Steel balls for ball bearings normally satisfy these tolerances.

Para durezas de hasta 444 HB, se puede utilizar una bola de acero, si se prueban materiales más duros la lectura puede ser errónea y el indentador puede achatarse o deformarse.

Es recomendable utilizar un indentador de carburo de tungsteno en materiales de 444 a 627 HB, sin embargo, existe una escasa diferencia en los resultados de la dureza cuando se utiliza una bola de carburo de tungsteno en lugar de la de acero.

### Selección de la Carga

Las cargas más usadas son 500, 1000, 1500, 2000, 2500 y 3000 Kgf. La carga utilizada depende del tamaño de la impresión, espesor del material a prueba y de la superficie del material.

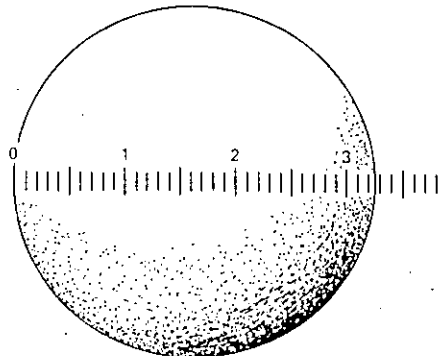
La carga de 500 Kgf. es utilizada para metales suaves como el cobre, aleaciones de aluminio, etc. La carga de 3000 Kgf. es utilizada para materiales duros como es el acero o las fundiciones.

### Tamaño de la Impresión

Es recomendable que la magnitud de la indentación este entre el 25 y el 60% del diámetro del indentador, arriba o abajo de este rango la sensibilidad se reduce.

### Medida de la Identación

La medida de la indentación es realizada con aproximaciones de 0.01 mm. utilizando una regleta que se integra al aparato. Para eliminar errores se tiene que medir dos veces la huella, una de las medidas con respecto a la otra deberá ser de 90 grados. La medida deberá ser el promedio de las 2 medidas, ver la figura siguiente:



Page 1 of 1  
[Faint, illegible text]

[Faint, illegible text]

[Faint, illegible text]

[Faint, illegible text]

[Faint, illegible text]

[Faint, illegible text]

[Faint, illegible text]

[Faint, illegible text]

Las indentaciones que se realizan pueden causar un endurecimiento por trabajo en frío por lo tanto la distancia entre huella y huella debe ser de por lo menos 3 diámetros del valor de la indentación.

### **Yunque**

El yunque debe asegurar que la pieza no se mueva durante la prueba y además la posición de la superficie de prueba debe ser perpendicular al eje de la carga.

### **Superficie final**

El grado de exactitud de la medida de Brinell esta muy influenciado por la superficie final de la pieza a ensayar, esta debe ser, esmerilada, lijada o pulida, mientras la indentación este bien definida es suficiente para permitir la adecuada exactitud.



1. The first part of the document is a list of names and addresses of the members of the committee.

2. The second part of the document is a list of names and addresses of the members of the committee.

3. The third part of the document is a list of names and addresses of the members of the committee.

4. The fourth part of the document is a list of names and addresses of the members of the committee.

MEMBER LIST

5. The fifth part of the document is a list of names and addresses of the members of the committee.

6. The sixth part of the document is a list of names and addresses of the members of the committee.

7. The seventh part of the document is a list of names and addresses of the members of the committee.

8. The eighth part of the document is a list of names and addresses of the members of the committee.

9. The ninth part of the document is a list of names and addresses of the members of the committee.

10. The tenth part of the document is a list of names and addresses of the members of the committee.

11. The eleventh part of the document is a list of names and addresses of the members of the committee.

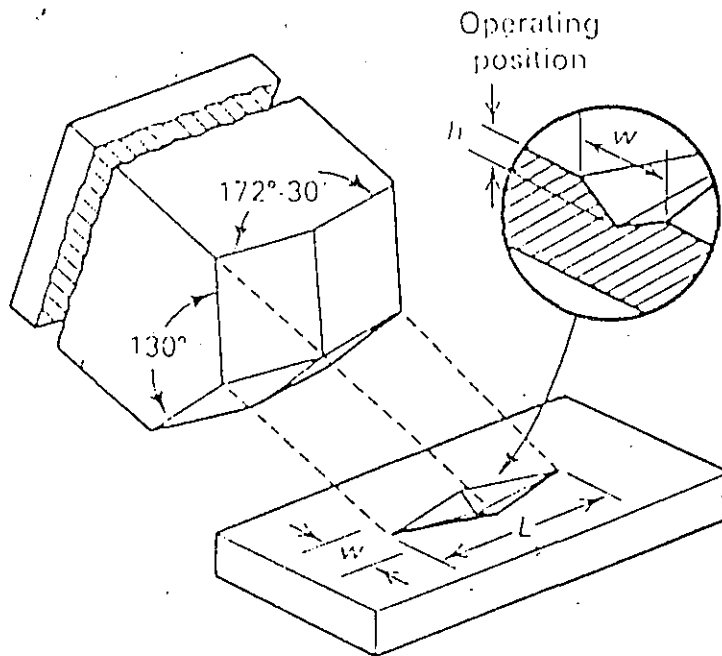
MEMBER LIST

$$H K = \frac{P}{A} = \frac{P}{CL^2}$$

donde:

- P = Es la carga en Kgf.
- A = Area de la indentación en mm<sup>2</sup>.
- L = La longitud mayor de la diagonal del rombo mm.
- C = Constante del indentador relacionada con el área de proyección de la indentación al cuadrado de la diagonal mayor.

La geometría del indentador Knoop facilita la prueba de dureza en fibras como la de vidrio.



### Indentador Vickers

Es un indentador de diamante de base cuadrada con ángulos de cara de 136 grados. Con el indentador Vickers, la profundidad de indentación es cerca de 1/7 de la diagonal.

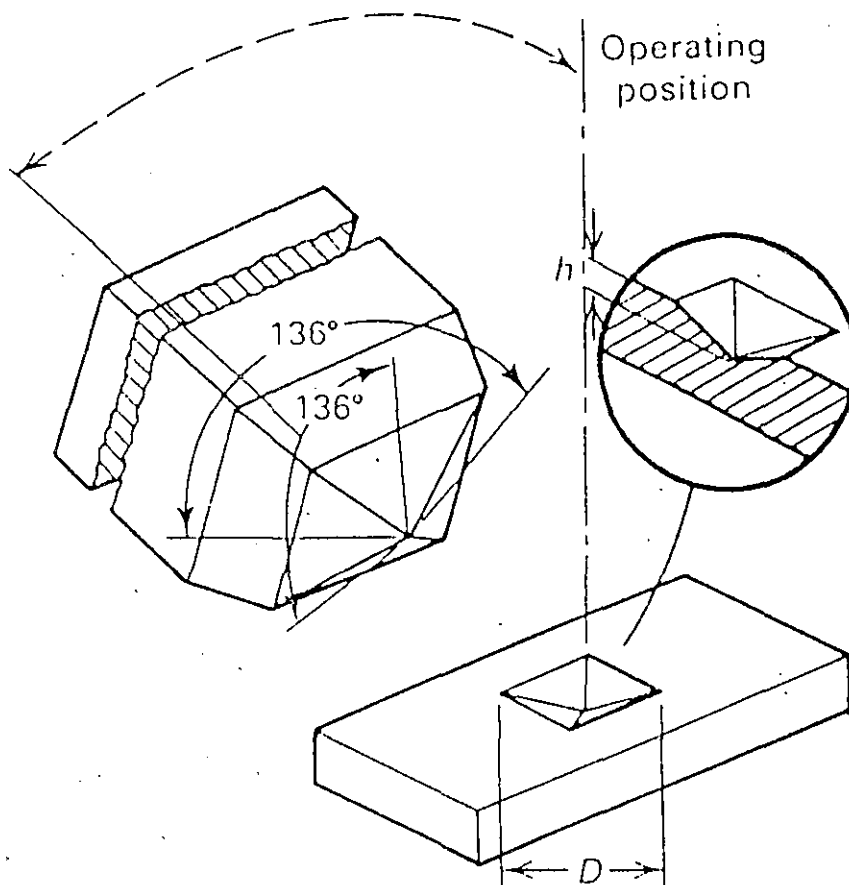
El número de dureza Vicker (HV) es la relación de la carga aplicada al área de la superficie de la indentación.

$$HV = \frac{2 P \operatorname{sen} \theta/2}{D^2}$$

Donde:

- P = Es la carga aplicada en Kgf.
- D = Es la diagonal principal en mm.
- $\theta$  = Es el ángulo entre las caras opuestas de las caras del diamante a 136 grados.

La dureza Vickers se extiende más allá que la microdureza, también se pueden realizar ensayos de macrodureza en donde se utiliza el mismo indentar pero diferente carga (120 Kgf.) la cual se compara a la Rockwell C.



## **Consideraciones**

### **Carga contra Tamaño de Identación**

Cuando la indentación es muy pequeña hay que aumentar la carga y cuando la indentación sea muy grande hay que disminuir la carga.

Cuando se esta probando un nuevo material se requiere que se realicen diferentes ensayos para tener la huella adecuada y tener exactitud y repetitividad.

### **Espaciamiento entre Identaciones**

Al igual que en la dureza Rockwell o Brinell es necesario dejar por lo menos dos veces la diagonal mayor entre indentación e indentación, debido a que el material se endurece por trabajo en frío alrededor de la indentación.

### **Preparación de la Superficie de Prueba**

La Superficie de Prueba debe estar por lo menos con un acabado espejo que se logra realizando metalografía a la pieza teniendo el debido cuidado de no distorsionar la superficie del material.

## TABLAS DE CONVERSION

Desde el punto de vista práctico es importante poder convertir el resultado de un tipo de dureza en otro diferente.

La conversión de las diferentes escalas son una relación empírica. La relación de conversión de los aceros más duros que 240 HB son las más estudiadas.

Diferentes tablas de conversión se necesitan para los diferentes materiales que tengan módulos elásticos diferentes.

La manera de reportar la conversión de la medida de dureza, es anotando entre paréntesis el valor de la dureza medida a la cual se le convirtió en otro tipo de dureza.

**Approximate equivalent hardness numbers for Rockwell B hardness numbers for steel(a)**

Rockwell hardness No.	Vickers hardness No.	Brinell hardness No.,		Rockwell hardness No.,			Rockwell superficial hardness No.,			Knoop hardness No., 500-g load and greater	Scleroscope hardness No.
		10-mm ball		A scale,	C scale,	F scale,	1/16-in. diam ball				
		500-kg load	3000-kg load	60-kg load, diamond indenter	150-kg load, indenter	60-kg load, 1/16-in. diam ball	15T scale, 15-kg load	30T scale, 30-kg load	45T scale, 45-kg load		
98	228	189	228	60.2	(19.9)	...	92.5	81.8	70.9	241	34
97	222	184	222	59.5	(18.6)	...	92.1	81.1	69.9	236	33
96	216	179	216	58.9	(17.2)	...	91.8	80.4	68.9	231	32
95	210	175	210	58.3	(15.7)	...	91.5	79.8	67.9	226	...
94	205	171	205	57.6	(14.3)	...	91.2	79.1	66.9	221	31
93	200	167	200	57.0	(13.0)	...	90.8	78.4	65.9	216	30
92	195	163	195	56.4	(11.7)	...	90.5	77.8	64.8	211	...
91	190	160	190	55.8	(10.4)	...	90.2	77.1	63.8	206	29
90	185	157	185	55.2	(9.2)	...	89.9	76.4	62.8	201	28
89	180	154	180	54.6	(8.0)	...	89.5	75.8	61.8	196	27
88	176	151	176	54.0	(6.9)	...	89.2	75.1	60.8	192	...
87	172	148	172	53.4	(5.8)	...	88.9	74.4	59.8	188	26
86	169	145	169	52.8	(4.7)	...	88.6	73.8	58.8	184	26
85	165	142	165	52.3	(3.6)	...	88.2	73.1	57.8	180	25
84	162	140	162	51.7	(2.5)	...	87.9	72.4	56.8	176	...
83	159	137	159	51.1	(1.4)	...	87.6	71.8	55.8	173	24
82	156	135	156	50.6	(0.3)	...	87.3	71.1	54.8	170	24
81	153	133	153	50.0	...	...	86.9	70.4	53.8	167	...
80	150	130	150	49.5	...	...	86.6	69.7	52.8	164	23
79	147	128	147	48.9	...	...	86.3	69.1	51.8	161	...
78	144	126	144	48.4	...	...	86.0	68.4	50.8	158	22
77	141	124	141	47.9	...	...	85.6	67.7	49.8	155	22
76	139	122	139	47.3	...	...	85.3	67.1	48.8	152	...
75	137	120	137	46.8	...	99.6	85.0	66.4	47.8	150	21
74	135	118	135	46.3	...	99.1	84.7	65.7	46.8	148	21
73	132	116	132	45.8	...	98.5	84.3	65.1	45.8	145	...
72	130	114	130	45.3	...	98.0	84.0	64.4	44.8	143	20
71	127	112	127	44.8	...	97.4	83.7	63.7	43.8	141	20
70	125	110	125	44.3	...	96.8	83.4	63.1	42.8	139	...
69	123	109	123	43.8	...	96.2	83.0	62.4	41.8	137	19
68	121	107	121	43.3	...	95.6	82.7	61.7	40.8	135	19

(continued)

Note: Values in parentheses are beyond normal range and are given for information only.

(a) For carbon and alloy steels in the annealed, normalized, and quenched-and-tempered conditions; less accurate for cold worked condition and for austenitic steels

**Approximate equivalent hardness numbers for Rockwell B hardness numbers for steel(a) (continued)**

Rockwell hardness No.	Vickers hardness No.	Brinell hardness No., 10-mm ball		Rockwell hardness No.			Rockwell superficial hardness No., 1/16-in. diam ball			Knoop hardness No., 500-g load and greater	Scleroscope hardness No.
		500-kg load	3000-kg load	A scale, 60-kg load, diamond indenter	C scale, 150-kg load, indenter	F scale, 60-kg load, 1/16-in. diam ball	Rockwell superficial hardness No., 1/16-in. diam ball				
							15T scale, 15-kg load	30T scale, 30-kg load	45T scale, 45-kg load		
67	119	106	119	42.8	...	95.1	82.4	61.0	39.8	133	19
66	117	104	117	42.3	...	94.5	82.1	60.4	38.7	131	...
65	116	102	116	41.8	...	93.9	81.8	59.7	37.7	129	18
64	114	101	114	41.4	...	93.4	81.4	59.0	36.7	127	18
63	112	99	112	40.9	...	92.8	81.1	58.4	35.7	125	18
62	110	98	110	40.4	...	92.2	80.8	57.7	34.7	124	...
61	108	96	108	40.0	...	91.7	80.5	57.0	33.7	122	17
60	107	95	107	39.5	...	91.1	80.1	56.4	32.7	120	...
59	106	94	106	39.0	...	90.5	79.8	55.7	31.7	118	...
58	104	92	104	38.6	...	90.0	79.5	55.0	30.7	117	...
57	103	91	103	38.1	...	89.4	79.2	54.4	29.7	115	...
56	101	90	101	37.7	...	88.8	78.8	53.7	28.7	114	...
55	100	89	100	37.2	...	88.2	78.5	53.0	27.7	112	...

Note: Values in parentheses are beyond normal range and are given for information only.  
 (a) For carbon and alloy steels in the annealed, normalized, and quenched-and-tempered conditions; less accurate for cold worked condition and for austenitic steels

**Approximate equivalent hardness numbers for Rockwell C hardness numbers for steel(a)**

Rockwell hardness No.	Vickers hardness No.	Brinell hardness No., 3000-kg load, 10-mm ball		Rockwell hardness No.			Rockwell superficial hardness No., diamond indenter			Knoop hardness No., 500-g load and greater	Scleroscope hardness No.
		Standard ball	Tungsten carbide ball	A scale, 60-kg load, diamond indenter	B scale, 100-kg load, 1/16-in. diam ball	D scale, 100-kg load, diamond indenter	Rockwell superficial hardness No., diamond indenter				
							15N scale, 15-kg load	30N scale, 30-kg load	45N scale, 45-kg load		
68	940	...	...	85.6	...	76.9	93.2	84.4	75.4	920	97
67	900	...	...	85.0	...	76.1	92.9	83.6	74.2	895	95
66	865	...	...	84.5	...	75.4	92.5	82.8	73.3	870	92
65	832	...	(739)	83.9	...	74.5	92.2	81.9	72.0	846	91
64	800	...	(722)	83.4	...	73.8	91.8	81.1	71.0	822	88
63	772	...	(705)	82.8	...	73.0	91.4	80.1	69.9	799	87
62	746	...	(688)	82.3	...	72.2	91.1	79.3	68.8	776	85
61	720	...	(670)	81.8	...	71.5	90.7	78.4	67.7	754	83
	697	...	(654)	81.2	...	70.7	90.2	77.5	66.6	732	81
	674	...	(634)	80.7	...	69.9	89.8	76.6	65.5	710	80
58	653	...	615	80.1	...	69.2	89.3	75.7	64.3	690	78
57	633	...	595	79.6	...	68.5	88.9	74.8	63.2	670	76
56	613	...	577	79.0	...	67.7	88.3	73.9	62.0	650	75
55	595	...	560	78.5	...	66.9	87.9	73.0	60.9	630	74
54	577	...	543	78.0	...	66.1	87.4	72.0	59.8	612	72
53	560	...	525	77.4	...	65.4	86.9	71.2	58.6	594	71
52	544	(500)	512	76.8	...	64.6	86.4	70.2	57.4	576	69
51	528	(487)	496	76.3	...	63.8	85.9	69.4	56.1	558	68
50	513	(475)	481	75.9	...	63.1	85.5	68.5	55.0	542	67
49	498	(464)	469	75.2	...	62.1	85.0	67.6	53.8	526	66
48	484	(451)	455	74.7	...	61.4	84.5	66.7	52.5	510	64
47	471	442	443	74.1	...	60.8	83.9	65.8	51.4	495	63
46	458	432	432	73.6	...	60.0	83.5	64.8	50.3	480	62
45	446	421	421	73.1	...	59.2	83.0	64.0	49.0	466	60
44	434	409	409	72.5	...	58.5	82.5	63.1	47.8	452	58
43	423	400	400	72.0	...	57.7	82.0	62.2	46.7	438	57
42	412	390	390	71.5	...	56.9	81.5	61.3	45.5	426	56
41	402	381	381	70.9	...	56.2	80.9	60.4	44.3	414	55
40	392	371	371	70.4	...	55.4	80.4	59.5	43.1	402	54
39	382	362	362	69.9	...	54.6	79.9	58.6	41.9	391	52
38	372	353	353	69.4	...	53.8	79.4	57.7	40.8	380	51
37	363	344	344	68.9	...	53.1	78.8	56.8	39.6	370	50
36	354	336	336	68.4	(109.0)	52.3	78.3	55.9	38.4	360	49
35	345	327	327	67.9	(108.5)	51.5	77.7	55.0	37.2	351	48
34	336	319	319	67.4	(108.0)	50.8	77.2	54.2	36.1	342	47
33	327	311	311	66.8	(107.5)	50.0	76.6	53.3	34.9	334	46
32	318	301	301	66.3	(107.0)	49.2	76.1	52.1	33.7	326	44
31	310	294	294	65.8	(106.0)	48.4	75.6	51.3	32.5	318	43
30	302	286	286	65.3	(105.5)	47.7	75.0	50.4	31.3	311	42
29	294	279	279	64.7	(104.5)	47.0	74.5	49.5	30.1	304	41
28	286	271	271	64.3	(104.0)	46.1	73.9	48.6	28.9	297	40
27	279	264	264	63.8	(103.0)	45.2	73.3	47.7	27.8	290	39
26	272	258	258	63.3	(102.5)	44.6	72.8	46.8	26.7	284	38
25	266	253	253	62.8	(101.5)	43.8	72.2	45.9	25.5	278	38
24	260	247	247	62.4	(101.0)	43.1	71.6	45.0	24.3	272	37
23	254	243	243	62.0	100.0	42.1	71.0	44.0	23.1	266	36
?	248	237	237	61.5	99.0	41.6	70.5	43.2	22.0	261	35
	243	231	231	61.0	98.5	40.9	69.9	42.3	20.7	256	35

Note: Values in parentheses are beyond normal range and are given for information only.  
 (a) For carbon and alloy steels in the annealed, normalized, and quenched-and-tempered conditions; less accurate for cold worked condition and for austenitic steels

Approximate equivalent hardness numbers for Brinell hardness numbers for steel(a)

Indentation diam., mm	Brinell hardness No. (b), 3000-kg load, 10-mm ball		Vickers hardness No.	Rockwell hardness No.				Rockwell superficial hardness No., diamond indenter			Knoop hardness No., 500-g load and greater	Scleroscope hardness No.
	Standard ball	Tungsten carbide ball		A scale, 60-kg load, diamond indenter	B scale, 100-kg load, 1/16-in. diam ball	C scale, 150-kg load, diamond indenter	D scale, 100-kg load, diamond indenter	15N scale, 15-kg load	30N scale, 30-kg load	45N scale, 45-kg load		
				84.1	83.1	65.3	74.8	92.3	82.2	72.2		
2.25	...	(745)	840	84.1	...	65.3	74.8	92.3	82.2	72.2	852	91
2.30	...	(712)	783	83.1	...	63.4	73.4	91.6	80.5	70.4	808	...
2.35	...	(682)	737	82.2	...	61.7	72.0	91.0	79.0	68.5	768	84
2.40	...	(653)	697	81.2	...	60.0	70.7	90.2	77.5	66.5	732	81
2.45	...	627	667	80.5	...	58.7	69.7	89.6	76.3	65.1	703	79
2.50	...	601	640	79.8	...	57.3	68.7	89.0	75.1	63.5	677	77
2.55	...	578	615	79.1	...	56.0	67.7	88.4	73.9	62.1	652	75
2.60	...	555	591	78.4	...	54.7	66.7	87.8	72.7	60.6	626	73
2.65	...	534	569	77.8	...	53.5	65.8	87.2	71.6	59.2	604	71
2.70	...	514	547	76.9	...	52.1	64.7	86.5	70.3	57.6	579	70
2.75	(495)	...	539	76.7	...	51.6	64.3	86.3	69.9	56.9	571	...
	...	495	528	76.3	...	51.0	63.8	85.9	69.4	56.1	558	68
2.80	(477)	...	516	75.9	...	50.3	63.2	85.6	68.7	55.2	545	...
	...	477	508	75.6	...	49.6	62.7	85.3	68.2	54.5	537	66
2.85	(461)	...	495	75.1	...	48.8	61.9	84.9	67.4	53.5	523	...
	...	461	491	74.9	...	48.5	61.7	84.7	67.2	53.2	518	65
2.90	444	...	474	74.3	...	47.2	61.0	84.1	66.0	51.7	499	...
	...	444	472	74.2	...	47.1	60.8	84.0	65.8	51.5	496	63
2.95	429	429	455	73.4	...	45.7	59.7	83.4	64.6	49.9	476	61
3.00	415	415	440	72.8	...	44.5	58.8	82.8	63.5	48.4	459	59
3.05	401	401	425	72.0	...	43.1	57.8	82.0	62.3	46.9	441	58
3.10	388	388	410	71.4	...	41.8	56.8	81.4	61.1	45.3	423	56
3.15	375	375	396	70.6	...	40.4	55.7	80.6	59.9	43.6	407	54
3.20	363	363	383	70.0	...	39.1	54.6	80.0	58.7	42.0	392	52
3.25	352	352	372	69.3	(110.0)	37.9	53.8	79.3	57.6	40.5	379	51
3.30	341	341	360	68.7	(109.0)	36.6	52.8	78.6	56.4	39.1	367	50
3.35	331	331	350	68.1	(108.5)	35.5	51.9	78.0	55.4	37.8	356	48
3.40	321	321	339	67.5	(108.0)	34.3	51.0	77.3	54.3	36.4	345	47
3.45	311	311	328	66.9	(107.5)	33.1	50.0	76.7	53.3	34.4	336	46
3.50	302	302	319	66.3	(107.0)	32.1	49.3	76.1	52.2	33.8	327	45
3.55	293	293	309	65.7	(106.0)	30.9	48.3	75.5	51.2	32.4	318	43
3.60	285	285	301	65.3	(105.5)	29.9	47.6	75.0	50.3	31.2	310	42
3.65	277	277	292	64.6	(104.5)	28.8	46.7	74.4	49.3	29.9	302	41
	269	269	284	64.1	(104.0)	27.6	45.9	73.7	48.3	28.5	294	40
3.70	262	262	276	63.6	(103.0)	26.6	45.0	73.1	47.3	27.3	286	39
	255	255	269	63.0	(102.0)	25.4	44.2	72.5	46.2	26.0	279	38
3.80	248	248	261	62.5	(101.0)	24.2	43.2	71.7	45.1	24.5	272	37
3.85	241	241	253	61.8	100.0	22.8	42.0	70.9	43.9	22.8	265	36
3.90	235	235	247	61.4	99.0	21.7	41.4	70.3	42.9	21.5	259	35
4.00	229	229	241	60.8	98.2	20.5	40.5	69.7	41.9	20.1	253	34
4.05	223	223	234	...	97.3	(19.0)	...	...	...	...	247	...
4.10	217	217	228	...	96.4	(17.7)	...	...	...	...	242	33
4.15	212	212	222	...	95.5	(16.4)	...	...	...	...	237	32
4.20	207	207	218	...	94.6	(15.2)	...	...	...	...	232	31
4.25	201	201	212	...	93.7	(13.8)	...	...	...	...	227	...
4.30	197	197	207	...	92.8	(12.7)	...	...	...	...	222	30
4.35	192	192	202	...	91.9	(11.5)	...	...	...	...	217	29
4.40	187	187	196	...	90.9	(10.2)	...	...	...	...	212	...
4.45	183	183	192	...	90.0	(9.0)	...	...	...	...	207	28
4.50	179	179	188	...	89.0	(8.0)	...	...	...	...	202	27
4.55	174	174	182	...	88.0	(6.7)	...	...	...	...	198	...
4.60	170	170	178	...	87.0	(5.4)	...	...	...	...	194	26
4.65	167	167	175	...	86.0	(4.4)	...	...	...	...	190	...
4.70	163	163	171	...	85.0	(3.3)	...	...	...	...	186	25
4.75	159	159	167	...	83.9	(2.0)	...	...	...	...	182	...
4.80	156	156	163	...	82.9	(0.9)	...	...	...	...	178	24
4.85	152	152	159	...	81.9	...	...	...	...	...	174	...
4.90	149	149	156	...	80.8	...	...	...	...	...	170	23
4.95	146	146	153	...	79.7	...	...	...	...	...	166	...
5.00	143	143	150	...	78.6	...	...	...	...	...	163	22
5.10	137	137	143	...	76.4	...	...	...	...	...	157	21
5.20	131	131	137	...	74.2	...	...	...	...	...	151	...
5.30	126	126	132	...	72.0	...	...	...	...	...	145	20
5.40	121	121	127	...	69.8	...	...	...	...	...	140	19
5.50	116	116	122	...	67.6	...	...	...	...	...	135	18
5.60	111	111	117	...	65.4	...	...	...	...	...	131	17

Note: Values in parentheses are beyond normal range and are given for information only.

(a) For carbon and alloy steels in the annealed, normalized, and quenched-and-tempered conditions; less accurate for cold worked condition and for austenitic steels. (b) Brinell numbers are based on the diameter of impressed indentation. If the ball distorts (flattens) during test, Brinell numbers will vary in accordance with the degree of such distortion when related to hardnesses determined with a Vickers diamond pyramid, Rockwell diamond indenter, or other indenter that does not sensibly distort. At high hardnesses, therefore, the relationship between Brinell and Vickers or Rockwell scales is affected by the type of ball used. Standard steel balls tend to flatten slightly more than tungsten carbide balls, resulting in a larger indentation and a lower Brinell number than shown by a tungsten carbide ball. Thus, on a specimen of about 539 to V, a standard ball will leave a 2.75-mm indentation (495 HB), and a tungsten carbide ball a 2.70-mm indentation (514 HB). Conversely, identical indentation diameters for both types of ball will correspond to a Vickers and Rockwell values. Thus, if indentations in two different specimens both are 2.75 mm in diameter (495 HB), the specimen tested with a standard ball has a Vickers hardness of 539, whereas the one tested with a tungsten carbide ball has a Vickers hardness of 528.

Approximate equivalent hardness numbers for Vickers (diamond pyramid) hardness numbers for  
 H(a)

Vickers hardness No.	Brinell hardness No., 3000-kg load, 10-mm ball		Rockwell hardness No.				Rockwell superficial (diamond pyramid) hardness No., diamond indenter			Knoop hardness No., 500-g load and greater	Scleroscope hardness No.
	Standard ball	Tungsten carbide ball	A scale, 60-kg load, diamond indenter	B scale, 100-kg load, 1/16-in. diam ball	C scale, 150-kg load, diamond indenter	D scale, 100-kg load, diamond indenter	15N scale, 15-kg load	30N scale, 30-kg load	45N scale, 45-kg load		
940	...	...	85.6	...	68.0	76.9	93.2	84.4	75.4	920	97
920	...	...	85.3	...	67.5	76.5	93.0	84.0	74.8	908	96
900	...	...	85.0	...	67.0	76.1	92.9	83.6	74.2	895	95
880	...	(767)	84.7	...	66.4	75.7	92.7	83.1	73.6	882	93
860	...	(757)	84.4	...	65.9	75.3	92.5	82.7	73.1	867	92
840	...	(745)	84.1	...	65.3	74.8	92.3	82.2	72.2	852	91
820	...	(733)	83.8	...	64.7	74.3	92.1	81.7	71.8	837	90
800	...	(722)	83.4	...	64.0	73.8	91.8	81.1	71.0	822	88
780	...	(710)	83.0	...	63.3	73.3	91.5	80.4	70.2	806	87
760	...	(698)	82.6	...	62.5	72.6	91.2	79.7	69.4	788	86
740	...	(684)	82.2	...	61.8	72.1	91.0	79.1	68.6	772	84
720	...	(670)	81.8	...	61.0	71.5	90.7	78.4	67.7	754	83
700	...	(656)	81.3	...	60.1	70.8	90.3	77.6	66.7	735	81
690	...	(647)	81.1	...	59.7	70.5	90.1	77.2	66.2	725	...
680	...	(638)	80.8	...	59.2	70.1	89.8	76.8	65.7	716	80
670	...	(630)	80.6	...	58.8	69.8	89.7	76.4	65.3	706	...
660	...	620	80.3	...	58.3	69.4	89.5	75.9	64.7	697	79
650	...	611	80.0	...	57.8	69.0	89.2	75.5	64.1	687	78
640	...	601	79.8	...	57.3	68.7	89.0	75.1	63.5	677	77
630	...	591	79.5	...	56.8	68.3	88.8	74.6	63.0	667	76
620	...	582	79.2	...	56.3	67.9	88.5	74.2	62.4	657	75
610	...	573	78.9	...	55.7	67.5	88.2	73.6	61.7	646	...
600	...	564	78.6	...	55.2	67.0	88.0	73.2	61.2	636	74
590	...	554	78.4	...	54.7	66.7	87.8	72.7	60.5	625	73
580	...	545	78.0	...	54.1	66.2	87.5	72.1	59.9	615	72
570	...	535	77.8	...	53.6	65.8	87.2	71.7	59.3	604	...
560	...	525	77.4	...	53.0	65.4	86.9	71.2	58.6	594	71
550	(505)	517	77.0	...	52.3	64.8	86.6	70.5	57.8	583	70
540	(496)	507	76.7	...	51.7	64.4	86.3	70.0	57.0	572	69
530	(488)	497	76.4	...	51.1	63.9	86.0	69.5	56.2	561	68
520	(480)	488	76.1	...	50.5	63.5	85.7	69.0	55.6	550	67
510	(473)	479	75.7	...	49.8	62.9	85.4	68.3	54.7	539	...
500	(465)	471	75.3	...	49.1	62.2	85.0	67.7	53.9	528	66
490	(456)	460	74.9	...	48.4	61.6	84.7	67.1	53.1	517	65
480	(448)	452	74.5	...	47.7	61.3	84.3	66.4	52.2	505	64
470	441	442	74.1	...	46.9	60.7	83.9	65.7	51.3	494	...
460	433	433	73.6	...	46.1	60.1	83.6	64.9	50.4	482	62
450	425	425	73.3	...	45.3	59.4	83.2	64.3	49.4	471	...
440	415	415	72.8	...	44.5	58.8	82.8	63.5	48.4	459	59
430	405	405	72.3	...	43.6	58.2	82.3	62.7	47.4	447	58
420	397	397	71.8	...	42.7	57.5	81.8	61.9	46.4	435	57
410	388	388	71.4	...	41.8	56.8	81.4	61.1	45.3	423	56
400	379	379	70.8	...	40.8	56.0	80.8	60.2	44.1	412	55
390	369	369	70.3	...	39.8	55.2	80.3	59.3	42.9	400	...
380	360	360	69.8	(110.0)	38.8	54.4	79.8	58.4	41.7	389	52
370	350	350	69.2	...	37.7	53.6	79.2	57.4	40.4	378	51
360	341	341	68.7	(109.0)	36.6	52.8	78.6	56.4	39.1	367	50
350	331	331	68.1	...	35.5	51.9	78.0	55.4	37.8	356	48
340	322	322	67.6	(108.0)	34.4	51.1	77.4	54.4	36.5	346	47
330	313	313	67.0	...	33.3	50.2	76.8	53.6	35.2	337	46
320	303	303	66.4	(107.0)	32.2	49.4	76.2	52.3	33.9	328	45
310	294	294	65.8	...	31.0	48.4	75.6	51.3	32.5	318	...
300	284	284	65.2	(105.5)	29.8	47.5	74.9	50.2	31.1	309	42
295	280	280	64.8	...	29.2	47.1	74.6	49.7	30.4	305	...
290	275	275	64.5	(104.5)	28.5	46.5	74.2	49.0	29.5	300	41
285	270	270	64.2	...	27.8	46.0	73.8	48.4	28.7	296	...
280	265	265	63.8	(103.5)	27.1	45.3	73.3	47.8	27.9	291	40
275	261	261	63.5	...	26.4	44.9	73.0	47.2	27.1	286	39
270	256	256	63.1	(102.0)	25.6	44.3	72.6	46.4	26.2	282	38
265	252	252	62.7	...	24.8	43.7	72.1	45.7	25.2	277	...
260	247	247	62.4	(101.0)	24.0	43.1	71.6	45.0	24.3	272	37
255	243	243	62.0	...	23.1	42.2	71.1	44.2	23.2	267	...
250	238	238	61.6	99.5	22.2	41.7	70.6	43.4	22.2	262	36
245	233	233	61.2	...	21.3	41.1	70.1	42.5	21.1	258	35
240	228	228	60.7	98.1	20.3	40.3	69.6	41.7	19.9	253	34
230	219	219	...	96.7	(18.0)	...	...	...	...	243	33

(continued)

\* Values in parentheses are beyond normal range and are given for information only.  
 † for carbon and alloy steels in the annealed, normalized, and quenched-and-tempered conditions; less accurate for cold worked condition and for austenitic steels



**Approximate equivalent hardness numbers for Vickers (diamond pyramid) hardness numbers for steel(a) (continued)**

Vickers hardness No.	Brinell hardness No., 3000-kg load, 10-mm ball		Rockwell hardness No.				Rockwell superficial (diamond pyramid) hardness No., diamond indenter			Knoop hardness No., 500-g load and greater	Sclero-scope hardness No.
	Standard ball	Tungsten carbide ball	A scale, 60-kg load, diamond indenter	B scale, 100-kg load, 1/16-in. diam ball	C scale, 150-kg load, diamond indenter	D scale, 100-kg load, diamond indenter	15N scale, 15-kg load	30N scale, 30-kg load	45N scale, 45-kg load		
			...	...	...	...	...	...	...		
220	209	209	...	95.0	(15.7)	...	...	...	...	234	32
210	200	200	...	93.4	(13.4)	...	...	...	...	226	30
200	190	190	...	91.5	(11.0)	...	...	...	...	216	29
190	181	181	...	89.5	( 8.5)	...	...	...	...	206	28
180	171	171	...	87.1	( 6.0)	...	...	...	...	196	26
170	162	162	...	85.0	( 3.0)	...	...	...	...	185	25
160	152	152	...	81.7	( 0.0)	...	...	...	...	175	23
150	143	143	...	78.7	...	...	...	...	...	164	22
140	133	133	...	75.0	...	...	...	...	...	154	21
130	124	124	...	71.2	...	...	...	...	...	143	20
120	114	114	...	66.7	...	...	...	...	...	133	18
110	105	105	...	62.3	...	...	...	...	...	123	...
100	95	95	...	56.2	...	...	...	...	...	112	...
95	90	90	...	52.0	...	...	...	...	...	107	...
90	86	86	...	48.0	...	...	...	...	...	102	...
85	81	81	...	41.0	...	...	...	...	...	97	...

Note: Values in parentheses are beyond normal range and are given for information only.  
(a) For carbon and alloy steels in the annealed, normalized, and quenched-and-tempered conditions; less accurate for cold worked condition and for austenitic steels



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.  
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

***CURSOS ABIERTOS***

***1er. CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES***

***MODULO 3: TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES  
Del 15 al 19 de junio de 1992.***

***ENSAYO DE TENSION***

***ING. ADOLFO ALTAMIRANO MEZA***

***JUNIO - 1992***

## ENSAYO DE TENSIÓN.

### INTRODUCCION.

Un ensayo de tensión consiste en someter un espécimen con una forma y tamaño específicos previamente preparado, o un espécimen de tamaño real, a una carga (esfuerzo) uniaxial que se incrementa gradualmente (estáticamente) hasta que la falla ocurre. La operación se efectúa sujetando los extremos opuestos de la pieza de trabajo y estirandola, lo que da como resultado un alargamiento del espécimen de prueba en una dirección paralela a la carga aplicada.

### COMPORTAMIENTO MECANICO DE MATERIALES BAJO TENSION.

El ensayo de Tensión de uso en Ingeniería es muy usado para proveer información básica de diseño sobre la resistencia de materiales y como una prueba de aceptación para la especificación de materiales. En este procedimiento de prueba, una muestra es sometida a una carga (fuerza) uniaxial que se incrementa gradualmente, mientras que simultáneamente se hacen observaciones del alargamiento del espécimen.

### LA CURVA ESFUERZO DEFORMACION DE USO EN INGENIERIA.

En la prueba de tensión convencional de ingeniería, una curva esfuerzo-deformación es construida tomando las mediciones de carga-alargamiento hechas sobre el espécimen de prueba (Fig.1). El esfuerzo de uso en ingeniería,  $s$ , empleado en esta curva esfuerzo-deformación es el esfuerzo longitudinal promedio en el espécimen de tensión. Se obtiene dividiendo la carga,  $P$ , por el área transversal original del espécimen,  $A_0$ :

$$s = \frac{P}{A_0} \quad \text{(Ecuación 1)}$$

La deformación,  $e$ , usada en la curva esfuerzo-deformación de uso en ingeniería es la deformación lineal promedio, la cual se obtiene dividiendo el alargamiento de la longitud de calibración del espécimen,  $\delta$ , por su longitud original,  $L_0$ :

$$e = \frac{\delta}{L_0} = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (\text{Ecuación 2})$$

Debido a que ambos, el esfuerzo y la deformación, son obtenidos por la división de la carga y el alargamiento por factores constantes, la curva carga-alargamiento tiene la misma forma que la curva esfuerzo-deformación.

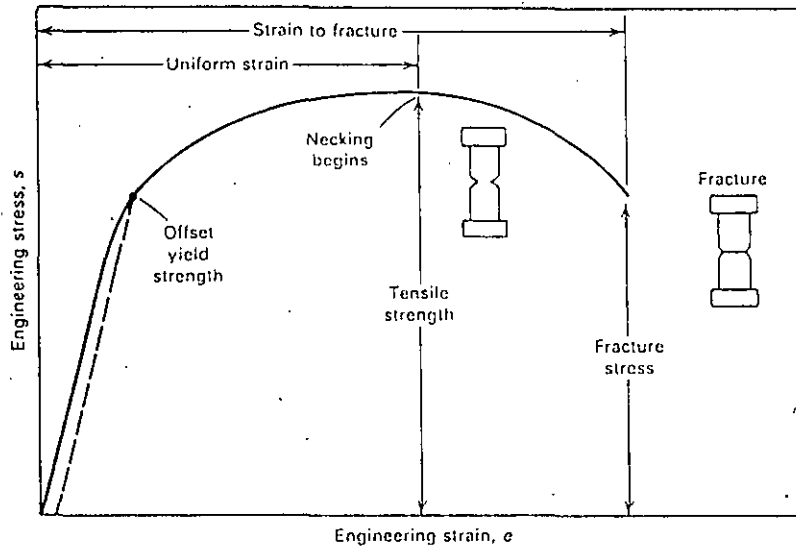


Fig. 1. Curva Esfuerzo-Deformación de uso en Ingeniería.

La intersección de la línea punteada con la curva determina la resistencia a la fluencia convencional.

Vease también la Fig. 2 y el texto correspondiente.

(Engineering stress,  $s$  = Esfuerzo de uso en Ingeniería  
Engineering strain,  $e$  = Deformación de uso en Ingeniería)

Strain to fracture = Deformación hasta la fractura

Uniform strain = Deformación uniforme

Offset yield strength = Resistencia a la fluencia convencional

Necking begins = Comienza la extricción

Tensile strength = Resistencia a la tensión

Fracture stress = Esfuerzo de ruptura)

La forma y magnitud de la curva esfuerzo-deformación de un metal depende de su composición, tratamiento térmico, la historia previa de deformación plástica, y la proporción de deformación, la temperatura y el estado de esfuerzo impuesto durante el ensayo. Los parámetros que se usan para describir la curva esfuerzo-deformación de un metal son la resistencia a la tensión, la resistencia a la

fluencia o punto de fluencia, el porcentaje de alargamiento, y la reducción de área. Los primeros dos son parámetros de resistencia los dos últimos indican ductilidad.

La forma general de la curva de uso en ingeniería (fig. 1) requiere una explicación adicional. En la zona elástica, el esfuerzo es linealmente proporcional a la deformación. Cuando el esfuerzo excede un valor correspondiente a la resistencia a la fluencia, el espécimen experimenta una gran deformación plástica. Si la carga se reduce posteriormente a cero, el espécimen permanecerá deformado permanentemente. El esfuerzo requerido para producir deformación plástica continua aumentando con el incremento de la deformación plástica; por ejemplo, el metal se endurece por deformación. El volumen del espécimen (longitud  $\times$  área) permanece constante, durante la deformación plástica,  $AL = A_0L_0$ , y así como el espécimen se alarga, su área de la sección transversal disminuye gradualmente a lo largo de la longitud de calibración.

Inicialmente el endurecimiento por deformación, más que equilibrar la reducción de área junto con el esfuerzo de uso en ingeniería (proporcional a la carga  $P$ ), continua creciendo con el incremento de la deformación. Finalmente, se alcanza un punto donde la reducción de área de la sección transversal del espécimen es más grande que el aumento en la carga de deformación, como consecuencia del endurecimiento por deformación. Esta condición será alcanzada primero en algún punto del espécimen que es ligeramente más frágil que el resto. Toda la deformación plástica adicional se concentra en esta región y en el espécimen comienza a formarse un cuello o angostarse localmente. Dado que el área de la sección transversal disminuye ahora más rápido de lo que crece la carga de deformación debido al endurecimiento por deformación, la carga requerida en este punto para deformar al espécimen disminuye y el esfuerzo de uso en ingeniería definido en la ecuación 1, continua disminuyendo hasta que la fractura ocurre.

La resistencia a la tensión o última resistencia a la tensión, su, es la carga máxima dividida por el área de la sección

(0)

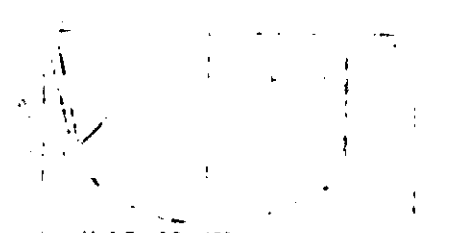
The first part of the document discusses the importance of maintaining accurate records of all transactions. It emphasizes that proper record-keeping is essential for the smooth operation of any business and for the protection of its interests. The text also mentions the need for regular audits and the importance of having a clear system of accounting.

The second part of the document deals with the various methods of financing a business. It compares different sources of capital, such as bank loans, bonds, and equity financing, and discusses the advantages and disadvantages of each. The text also touches upon the importance of having a solid business plan to support any financing request.

(0)

The third part of the document focuses on the management of a business. It discusses the role of the manager in setting goals, organizing resources, and leading the organization. The text also covers the importance of effective communication and the need for a strong organizational structure.

The fourth part of the document discusses the legal aspects of business. It covers topics such as the formation of a corporation, the responsibilities of directors and officers, and the importance of having legal counsel. The text also mentions the need for proper contracts and the consequences of non-compliance with laws and regulations.



(0)

The fifth and final part of the document discusses the future of business. It explores emerging trends such as globalization, technology, and sustainability, and discusses how businesses can adapt to these changes. The text also mentions the importance of innovation and the need for a forward-thinking mindset.

elástico o el límite proporcional.

Algunos materiales no cuentan con la porción lineal en la curva esfuerzo deformación, por ejemplo, cobre suave o fundiciones de acero gris. En estos materiales no podemos aplicar el método del 0.2%, con lo que usualmente, se define la resistencia a la fluencia como el esfuerzo para producir alguna deformación total, por ejemplo,  $\epsilon = 0.005$ .

Muchos metales, particularmente acero de bajo carbono recocido, muestran un tipo localizado, de transición heterogénea de la deformación elástica a la plástica que produce un doble punto de fluencia en la curva esfuerzo-deformación. En vez de tener una curva de deslizamiento con una transición gradual de comportamiento elástico a plástico, como en las Figs. 1 y 2, los metales con un doble punto de fluencia producen una curva de deslizamiento o un diagrama carga-alargamiento parecido a la Fig. 3. La carga se incrementa constantemente con deformación elástica, repentinamente cae, fluctúa alrededor de algún valor constante de carga y después crece con una deformación adicional.

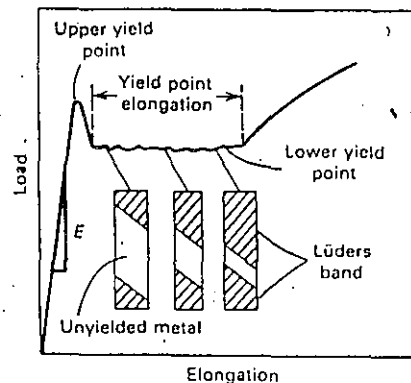


Fig. 3. Comportamiento típico de doble punto de fluencia de un acero de bajo carbono.

La pendiente de la porción lineal inicial de la curva esfuerzo -deformación, designada por E, es el módulo de elasticidad.

La carga a la que ocurre la caída repentina se llama punto de fluencia superior. La carga constante se conoce como el punto de fluencia inferior y el alargamiento que ocurre en la carga constante se llama el alargamiento en el punto de fluencia. En el punto de

1. The first part of the document is a letter from the Secretary of the State to the Governor, dated 10th March 1947. It contains a report on the progress of the work done during the year 1946.

2. The second part of the document is a report on the work done during the year 1946, prepared by the Secretary of the State. It contains a detailed account of the work done in each of the various departments of the Government.

3. The third part of the document is a report on the work done during the year 1946, prepared by the Secretary of the State. It contains a detailed account of the work done in each of the various departments of the Government.

4. The fourth part of the document is a report on the work done during the year 1946, prepared by the Secretary of the State. It contains a detailed account of the work done in each of the various departments of the Government.



respectos:

- Para indicar la distancia que un material puede deformarse sin fracturarse en operaciones de conformado de metales como laminado o extrusión.
- Para indicar al diseñador la habilidad del metal a fluir plásticamente antes de fracturarse. Una alta ductilidad indica que el material es ideal y fácil de deformar localmente sin fractura y el diseñador podría equivocarse en el cálculo del esfuerzo o la predicción de diversas cargas.
- Para servir como un indicador del cambio del nivel de impureza o las condiciones de procesamiento. Las mediciones de ductilidad puede que especifiquen la evaluación de la calidad del material, aunque no existe relación directa entre la medición de la ductilidad y el comportamiento en servicio.

Las medidas convencionales de ductilidad que son obtenidas del ensayo de tensión son la deformación de ingeniería en la fractura  $e_f$  (usualmente llamada la elongación) y la reducción de área a la fractura  $q$ . El alargamiento y la reducción de área usualmente se expresan como un porcentaje. Ambas propiedades se obtienen después de la fractura, juntando nuevamente las partes del espécimen y tomando las medidas de la longitud final,  $L_f$  y la sección transversal final del espécimen,  $A_f$ .

$$e_f = \frac{L_f - L_o}{L_o} \quad \text{(Ecuación 5)}$$

$$q = \frac{A_o - A_f}{A_o} \quad \text{(Ecuación 6)}$$

Debido a que una fracción apreciable de la deformación plástica será concentrada en la sección del cuello del espécimen de tensión, el valor de  $e_f$  dependerá de la longitud de calibración  $L_o$ . Entre más corta sea la longitud de calibración, más grande será la contribución a la elongación total de la región del cuello y mayor será el valor de  $e_f$ . Por lo tanto cuando se reporten valores de porcentaje de elongación, la longitud de calibración deberá ser siempre

proporcionada.

La reducción de área no sufre con esta dificultad. Estos valores pueden ser convertidos en una elongación equivalente a cero longitud de calibración,  $e_0$ . De la relación volumen constante, para deformación plástica,  $AL = A_0L_0$ :

$$\frac{L}{L_0} = \frac{A_0}{A} = \frac{1}{1 - q}$$
$$e_0 = \frac{L - L_0}{L_0} = \frac{A_0}{A} - 1 = \frac{1}{1 - q} - 1 = \frac{q}{1 - q} \quad (\text{Ecuación 7})$$

Esto representa la elongación basada en una longitud de calibración corta cerca de la fractura.

Módulo de elasticidad. La pendiente de la porción lineal de la curva esfuerzo deformación es el módulo de elasticidad o módulo de Young, como se muestra en la Fig. 3. El módulo de elasticidad,  $E$ , es una medida de la rigidez del material. A mayor módulo, es menor la deformación elástica como resultado de la aplicación de un cierto esfuerzo. Puesto que el módulo de elasticidad es necesario para calcular la deflexión en vigas y otros miembros, es un valor importante en diseño.

El módulo de elasticidad se determina por las fuerzas de enlace entre los átomos. Ya que estas fuerzas no pueden ser cambiadas sin cambiar la naturaleza del material, el módulo de elasticidad es una de las propiedades mecánicas estructurales menos sensibles. Generalmente, es solamente ligeramente afectada por adición de aleantes, tratamiento térmico o trabajo en frío. Sin embargo el incremento de temperatura disminuye el módulo de elasticidad. A temperaturas elevadas, el módulo se mide frecuentemente por un método dinámico. Valores típicos del módulo de elasticidad para metales convencionales se dan en la tabla 1.

Resiliencia. Es la habilidad de un material de absorber energía cuando es deformado elásticamente y a devolverla cuando se descarga. Esta propiedad usualmente se mide por el módulo de resiliencia, que

La figura 5 muestra las curvas esfuerzo-deformación para materiales de alta y baja tenacidad. El acero de resorte de alto contenido de carbono tiene una alta resistencia a la fluencia y resistencia a la tensión que el acero estructural de medio carbono. Sin embargo, el acero estructural es más dúctil y tiene un mayor alargamiento total. El área total bajo la curva esfuerzo deformación es mayor para el acero estructural; por consiguiente, es un material más tenaz. Esto ilustra que la tenacidad es un parámetro que comprende ambos resistencia y ductilidad.

Varias aproximaciones matemáticas para el área bajo la curva esfuerzo deformación han sido sugeridas. Para materiales Dúctiles que tienen una curva esfuerzo deformación como la del acero estructural, el área bajo la curva puede ser aproximado por:

$$U_T \cong s u e_f \quad (\text{Ecuación 10})$$

$$U_T \cong \frac{s_o + s_u}{2} e_f \quad (\text{Ecuación 11})$$

Para materiales frágiles, la curva esfuerzo deformación algunas veces se asume que es una parábola, y el área bajo la curva está dada por:

$$U_T \cong \frac{2}{3} s u e_f \quad (\text{Ecuación 12})$$

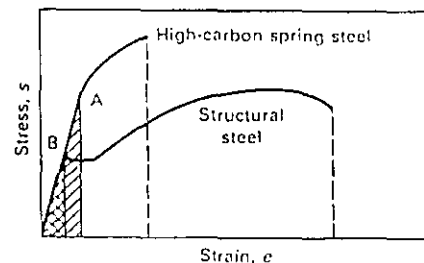


Fig. 5. Comparación de curvas esfuerzo-deformación para aceros con alta y baja tenacidad

Las regiones achuradas en esta curva representan el módulo de resiliencia,  $U_R$ , de los dos materiales. El  $U_R$  se determina por la medición de del área bajo la curva esfuerzo-deformación hasta el límite elástico del material. El punto A representa el límite elástico del acero para resorte; el punto B el del acero estructural.

(1)

... ..  
... ..  
... ..  
... ..

... ..

... ..  
... ..  
... ..

... ..

... ..

... ..

... ..  
... ..

(2)

... ..

... ..  
... ..  
... ..

... ..



(3)

vuelve frágil. Para los metales, la gráfica representada en la Fig. 3 representa la transición dúctil-frágil del material en estudio.

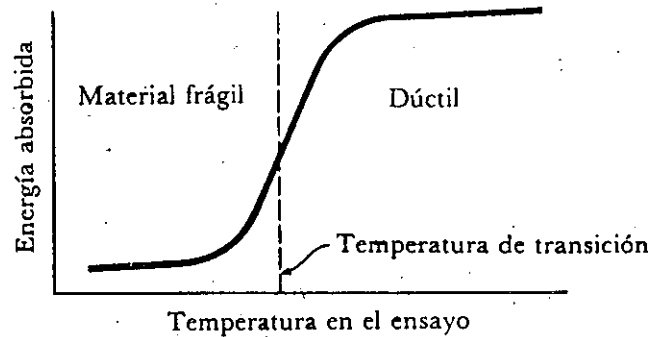


Fig. 3 Resultados típicos de una serie de pruebas de impacto.

La prueba de Impacto no sólo es aplicable a metales, sino también a materiales como los plásticos y cerámicos. Los procedimientos de prueba son muy semejantes pero las máquinas son de menor capacidad puesto que la energía de impacto es menor. Además, el espesor de la probeta de prueba no es fijo, sino que puede variar y los resultados se expresarán por unidades de espesor de la barra de prueba.

#### PRUEBA O ENSAYO DE FATIGA

La fatiga es la condición por la cual un material se agrieta o falla como resultado de esfuerzos cíclicos o repetidos. También se define a la fatiga como el cambio estructural permanente localizado y progresivo que tiene un material sujeto a deformaciones repetidas o fluctuantes.

Este tipo de falla presenta tres etapas características:

- a) Inicio de agrietamiento
- b) Propagación de las grietas

### c) Fractura rápida

A. pesar de que siempre se tratan estas tres partes como partes separadas, en realidad éstas se presentan con una cierta cantidad de superposición.

a) El agrietamiento por fatiga se puede iniciar y progresar a niveles de esfuerzos mucho más bajos que el esfuerzo de fluencia. El inicio de una grieta de fatiga puede tener lugar por imperfecciones estructurales como partículas de segunda fase, cavidades de contracción y bolsas de gas. En éste sentido los defectos existentes favorecen el inicio de las grietas al momento de actuar como concentradores de esfuerzos. Las grietas también se pueden desarrollar como regiones muy localizadas de deslizamiento entre planos cristalográficos en la superficie del material que está sometido a cargas cíclicas.

El mecanismo con que incia la falla se explica en base a una serie de intrusiones y extrusiones que se desarrollan en la superficie del material durante los ciclos. Cuando se presenta el deslizamiento, se forma un escalón en la superficie libre debido al desplazamiento de los átomos a lo largo del plano de deslizamiento y durante la periodicidad del ciclo, de esta manera, se producen esfuerzos alternantes que hacen desplazar a los planos de deslizamiento exáctamente en un mismo valor pero en sentidos opuestos, corrigiendo cualquier defecto de la deformación y restaurando a la red cristalina en su posición original. Cabría pensar que el defecto quedaría corregido, pero en la realidad no sucede de esa manera debido a que como resultado se obtiene un poco de deformación residual como se muestra en la Fig. 4. Con el tiempo, esta deformación que se acentúa con el ciclo de esfuerzos se acumula hasta que se forma una grieta deducible. Desafortunadamente, ésta etapa es muy difícil de observar y estudiar debido a que se forma en el orden de 1 Angstrom por ciclo.

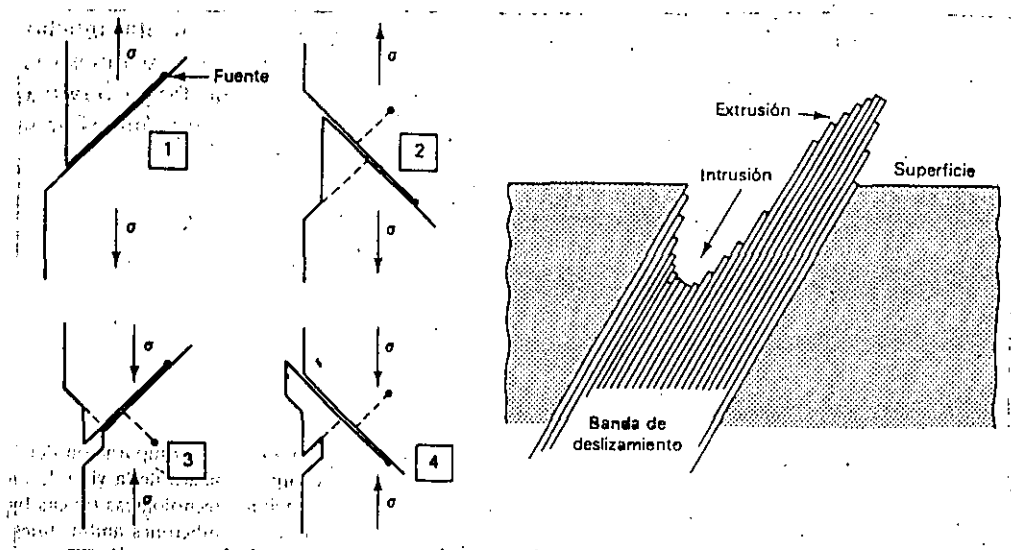


Fig. 4 Ejemplos esquemáticos de los mecanismos de inicio de las grietas de Fatiga

b) Una de las razones básicas para el estudio de propagación de las grietas es la proporción del crecimiento de ellas como función de ciertas propiedades del material, de la longitud de las grietas y de los esfuerzos aplicados. Los micromecanismos de fractura local en la etapa de crecimiento de grietas son algo más fáciles de estudiar que en la etapa anterior, debido a que las proporciones de la propagación de las grietas pueden alcanzar valores del orden de 25  $\mu\text{m}$  por ciclo. En ésta etapa, la grieta por fatiga avanza en incrementos por cada ciclo de esfuerzos. El crecimiento de las grietas se puede medir con varias técnicas no destructivas, y el progreso de la grieta de fatiga se registra junto con el número correspondiente de ciclos de esfuerzo dando como resultado una curva típica como la mostrada a continuación:

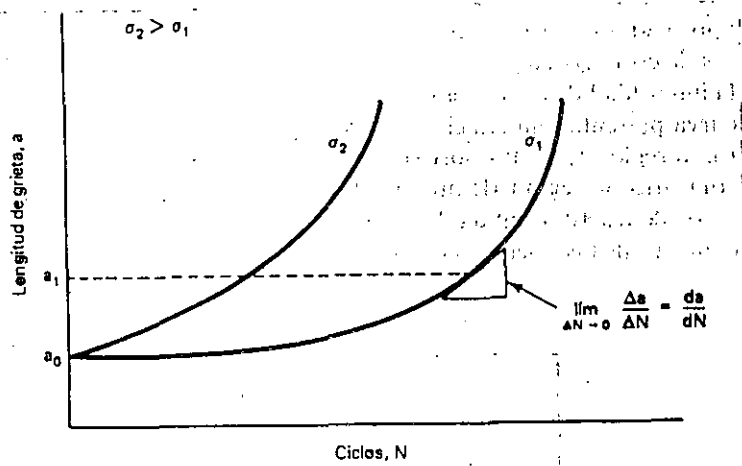


Fig. 5 Curva típica de datos hipotéticos de fatiga (a vs. N). Donde la pendiente de la curva se considera como la proporción del crecimiento de las grietas.

## FACTORES QUE AFECTAN LA VIDA DE FATIGA

### Factores Mecánicos

Este grupo de factores tiene que ver con los aspectos mecánicos y geométricos de la vida de fatiga. En especial se estudian los esfuerzos medios, la concentración de esfuerzos y los efectos de superficie, esto es debido a que tienen una influencia considerable en la vida de fatiga.

a) Los *esfuerzos medios* ocasionan una reducción de la vida de fatiga cuando estos se incrementan, pasando de compresión a tensión, sin olvidar que la amplitud de esfuerzos ( $\sigma_a$ ) ejerce la influencia más grande en la vida de fatiga; tal como se indica en un diagrama esfuerzo-deformación.

b) Los *concentradores de esfuerzos*, reducen la vida de fatiga, estos concentradores de esfuerzos se caracterizan por presentarse como discontinuidades geométricas de cualquier miembro sujeto a esfuerzos como pueden ser muescas, radios pequeños, cambios dimensionales en la sección transversal, agujeros y otros; o también pueden presentarse desde imperfecciones microestructurales como intrusiones no metálicas, poros cavidades y segregación química; y por lo general, mientras más brusca sea una discontinuidad, será mayor el efecto de concentración de esfuerzos. Como es sabido, la concentración de esfuerzos se presenta como la relación entre el esfuerzo máximo y el esfuerzo nominal a la cual se le denomina *factor de concentración de esfuerzos* expresado como:

$$K_t = \frac{\sigma_{\text{máx}}}{\sigma_{\text{nom}}}$$

La influencia de las muescas se evalúan comparando datos esfuerzo-deformación con muesca y sin muesca en el mismo material, y a partir de estas curvas se desarrolla el factor de sensibilidad de muesca como:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1}$$

donde  $K_f$  es la relación entre el límite de fatiga sin muesca y



el límite de fatiga con muesca.

### Efectos Superficiales

Los efectos superficiales tienen influencia en la vida de fatiga debido a que los esfuerzos máximos tienden a presentarse en la superficie del material; para los cuales, los factores principales que se deben considerar son los acabados superficiales, las propiedades de la superficie y los esfuerzos residuales.

a) Debe tenerse en cuenta que las marcas de maquinado son muescas o surcos pequeños que producen la acción cortante de una herramienta en la superficie de una componente. A medida de que el acabado superficial se hace más áspero, aumenta la profundidad de esas muescas y en forma correspondiente, disminuye la vida de fatiga representada por el total de ciclos hasta la falla.

b) Las propiedades de muchos materiales se alteran con los procesos de fabricación y acabado de tal manera que la vida de fatiga puede ser alterada como una disminución o como un aumento de ésta. La vida de fatiga puede disminuir por los esfuerzos de tensión ó los efectos químicos asociados con la capa de recubrimiento si ésta se agrietara, tal es el caso en una mala deposición electroquímica de un metal en la superficie de otro, o un recubrimiento de cromo en el acero. En cambio, algunos efectos que afectan las propiedades de la superficie pueden tener un efecto benéfico, estos incluyen aleaciones de superficie selectiva.

c) Con frecuencia quedan esfuerzos residuales como productos del endurecimiento por deformación en un material que ha tenido deformación plástica durante su procesamiento. Si esos esfuerzos son de tensión, pueden promover el agrietamiento de fatiga y reducir la vida de fatiga dependiendo de su magnitud y orientación. Por otro lado, si los esfuerzos residuales son de compresión en la superficie, éstos compensan el esfuerzo de tensión aplicados y por lo general, aumentarán la vida total de la fatiga. Esta condición puede obtenerse si se induce en un material una deformación plástica no uniforme.

## FACTORES MICROESTRUCTURALES

Los incrementos de la vida de fatiga que se puedan obtener con cambios en la microestructura no son tan importantes, pero juegan un papel importante en el comportamiento de los materiales; por tal razón, es necesario enfatizar los efectos de factores como el tamaño de grano, las partículas de segunda fase y la orientación microestructural.

a) La vida de fatiga de muchos materiales ingenieriles se incrementa cuando disminuye el tamaño de grano; éste fenómeno se observa principalmente en aplicaciones de fatiga con muchos ciclos.

b) Las partículas de segunda fase las podemos encontrar en las llamadas inclusiones no metálicas y en las partículas precipitadas. Las inclusiones no metálicas tienen su origen como resultado de reacciones químicas que se presentan en la fusión de la aleación y por las impurezas de las materias primas (nativas). También pueden originarse como inclusiones exógenas como resultado de las partículas de materiales refractarios que se pueden quedar atrapadas en el metal solidificado, tales partículas surgen del desprendimiento de la erosión de los recubrimientos de los hornos.

Las partículas precipitadas se crean a propósito en algunas aleaciones para incrementar su resistencia, un ejemplo de ello pudiera ser cuando se precipitan partículas muy finas de  $\text{CuAl}_2$  en las aleaciones de aluminio de alta resistencia.

c) El alineamiento de los elementos no metálicos y la segregación química que producen las operaciones de conformado mecánico inducen a la fibración o al bandado de los constituyentes microestructurales de las aleaciones. Por lo anterior, podemos decir que la vida de fatiga es sensible a la orientación microestructural, la cual puede ser menor en una muestra transversal en dirección de la fibrización.

## FACTORES DEL MEDIO AMBIENTE

Existen varios factores del medio ambiente que afectan la vida de fatiga y en esencia se pueden presentar como casos especiales de fatiga a los efectos térmicos, a la fatiga de contacto y a los efectos de corrosión.

a) Los efectos de la temperatura se pueden considerar desde dos puntos de vista diferentes: cuando la temperatura es constante, o cuando existen ciclos térmicos. En el primer caso, se considera una temperatura constante a aquella que es consistente con su efecto en la resistencia de tensión, esto es, a medida que se incrementa la temperatura la resistencia a la tensión aumenta, pero cuando baja la temperatura, la resistencia a la fatiga aumenta en probetas del tipo sin muescas. Sin embargo, cuando existen muescas, al disminuir la temperatura los materiales se hacen más sensibles a ellas provocando una disminución en la resistencia a la fatiga de las probetas.

Cuando la temperatura de un material cambia en forma importante, se pueden desarrollar esfuerzos térmicos que pueden causar la falla por fatiga aún en ausencia de esfuerzos mecánicos adicionales. Los esfuerzos térmicos se pueden expresar como:

$$\sigma = \alpha E \Delta T$$

donde  $\alpha$  = coeficiente de expansión térmica

E = módulo de elasticidad

$\Delta T$  = gradiente térmico

Como se puede analizar, si el gradiente térmico aumenta, también aumentarán los esfuerzos resultantes. Ver Fig.5.

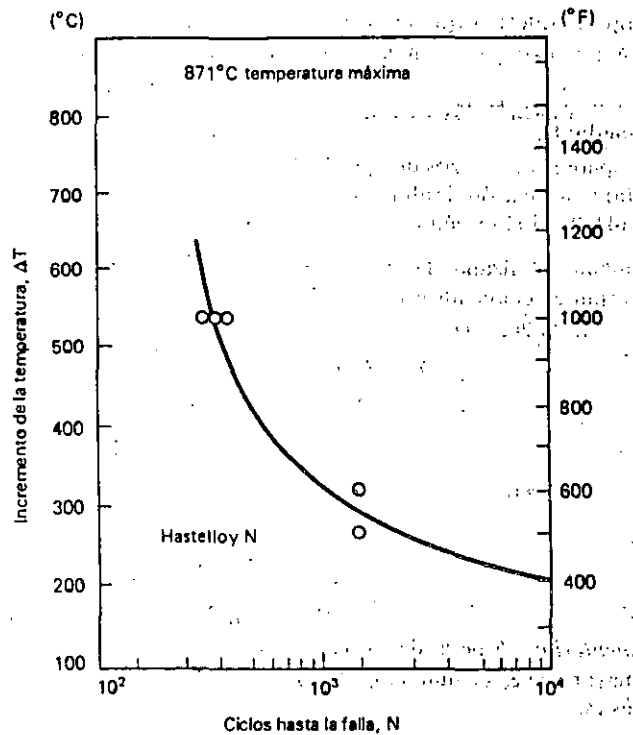


Fig. 5 Efectos de la fatiga térmica en una aleación de alta temperatura.

b) La falla que se produce por la fatiga de contacto se presenta cuando las superficies se tocan repetidamente; en muchos casos, el área de contacto tiende a ser pequeña donde los esfuerzos resultantes son muy grandes. Este tipo de fatiga, produce los daños tipo picadura de superficie, picaduras bajo la superficie y escamaduras.

c) Se puede considerar la fatiga por corrosión como un caso especial de la fatiga general, en la que hay algunas modificaciones en los efectos resultantes del medio ambiente. Las reacciones de corrosión que crean picaduras u otros daños de la superficie pueden reducir en forma muy importante el tiempo o los ciclos necesarios para el inicio de las grietas por fatiga. En la siguiente figura, se puede comparar la fatiga en medios estables y la fatiga por corrosión.

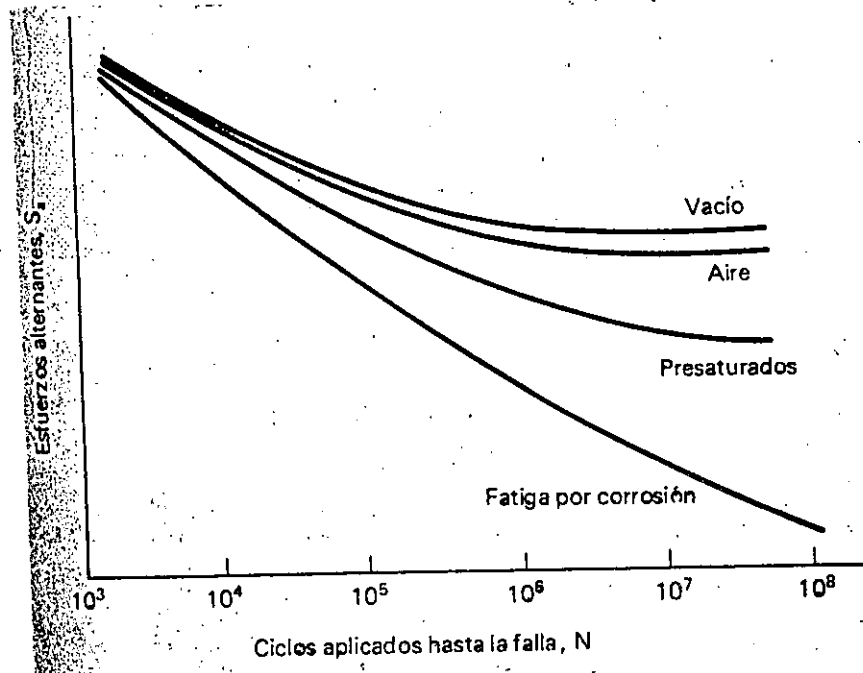


Fig. 6 Comparación del comportamiento de la vida de fatiga en aleaciones típicas bajo diferentes condiciones ambientales.

EFFECTOS DEL ACABADO DE LA SUPERFICIE EN LA VIDA DE FATIGA\*

Operación	Acabado de la superficie		Vida de fatiga (ciclos)
	$\mu$ m	$\mu$ in	
Torneado	2.67	105	24,000
Pulido a mano (parcialmente)	0.15	6	91,000
Pulido a mano	0.13	5	137,000
Esmerilado	0.18	7	217,000
Esmerilado y pulido	0.05	2	234,000

\*Material: Acero SAE 3130; esfuerzo revertido = 655.5 MPa (95 ksi).

Fig. 7 Tabla comparativa de los efectos de la superficie en la vida de fatiga.

THE UNIVERSITY OF CHICAGO  
DEPARTMENT OF CHEMISTRY  
5800 S. DICKINSON DRIVE  
CHICAGO, ILLINOIS 60637  
TEL: 773-936-3700  
FAX: 773-936-3701  
WWW: WWW.CHEM.UCHICAGO.EDU

PROFESSOR OF CHEMISTRY  
5800 S. DICKINSON DRIVE  
CHICAGO, ILLINOIS 60637  
TEL: 773-936-3700  
FAX: 773-936-3701  
WWW: WWW.CHEM.UCHICAGO.EDU

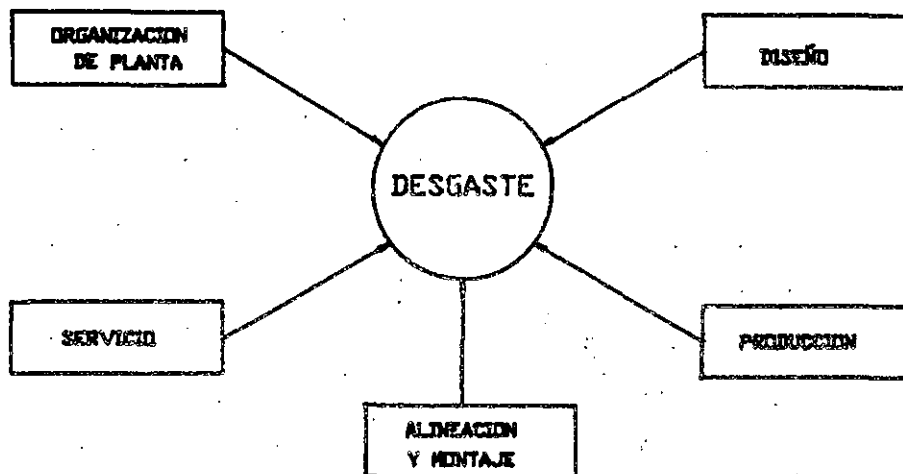
ASSISTANT PROFESSOR OF CHEMISTRY  
5800 S. DICKINSON DRIVE  
CHICAGO, ILLINOIS 60637  
TEL: 773-936-3700  
FAX: 773-936-3701  
WWW: WWW.CHEM.UCHICAGO.EDU

1998

## FRICCIÓN Y DESGASTE

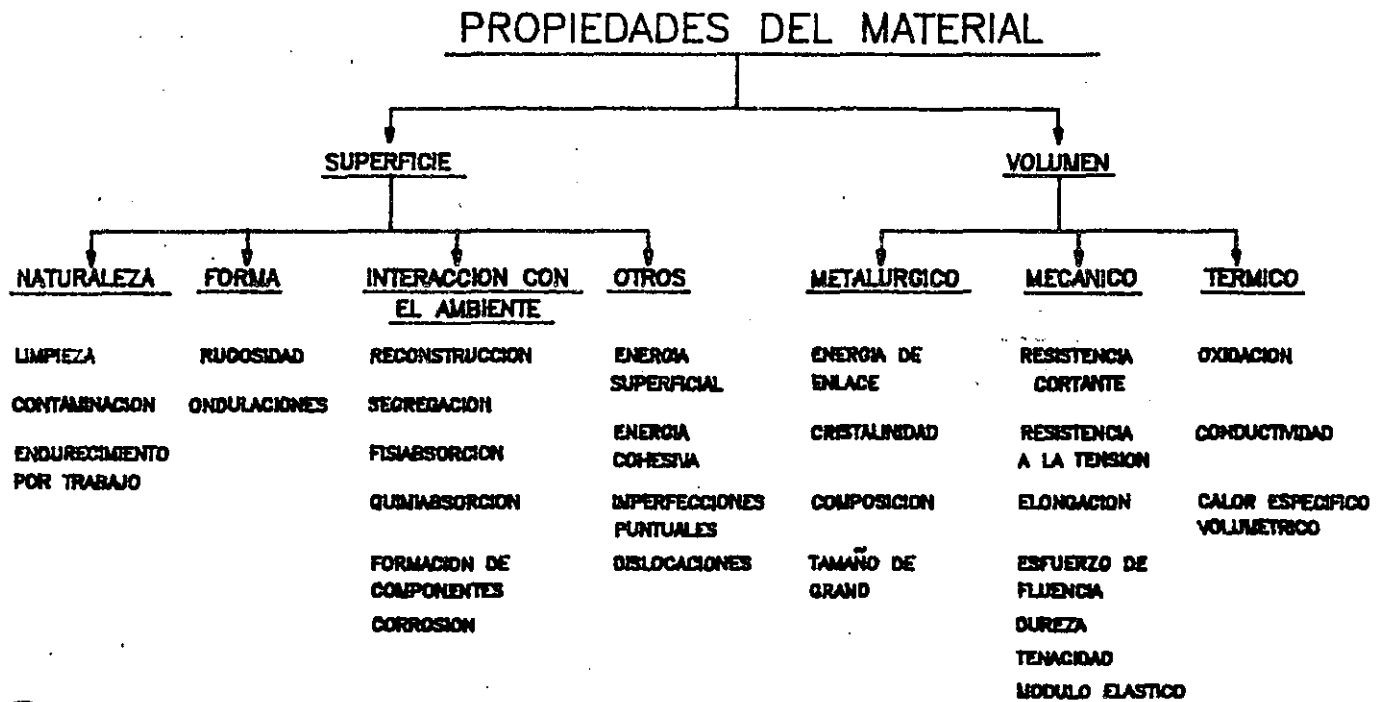
La fricción y el desgaste no son propiedades intrínsecas de los materiales pero son características de los sistemas de ingeniería. La fricción es definida como la resistencia al movimiento y aumenta cuando el área real de contacto es mayor; y el desgaste se define como la pérdida progresiva de material en la superficie de un cuerpo sólido debido a la acción mecánica, al tipo de contacto y al movimiento relativo que existe entre los sólidos.

Las pérdidas económicas debido al desgaste se pueden reducir cuidando los siguientes parámetros: Diseño propio, organización, producción, montaje y servicio óptimo de la planta.



El control económico del desgaste puede comenzar con el proceso correcto de fabricación para obtener el producto. Incluye la elección del equipo y lugar de instalación, es por esto que el diseñador debe en definitiva reducir el desgaste de elementos mecánicos optimizando la transferencia de masa y movimiento, o solamente moderando el esfuerzo y usando apropiadamente los

materiales y lubricantes como función de la carga, temperatura y medio ambiente. En la Figura 2 se mencionan varias propiedades de volumen y de superficie de materiales que juegan un papel importante en la determinación de un comportamiento tribológico.



El desgaste se produce por la fricción y a decir verdad son propiedades intrínsecas dependientes una de la otra. En los procesos de trabajo de los metales en el cual existe contacto directo de la herramienta y la pieza de trabajo existe fricción. La existencia de la fricción en los procesos de deformación es un factor importante y a veces influye para bien o para mal según el diseño, las cargas requeridas, el calor producido, etc.

Para disminuir esta influencia negativa de la fricción en maquinaria se debe aplicar los materiales adecuados, maquinado correcto de las superficies en contacto y lubricación. La resistencia de fricción está determinada por el coeficiente de fricción. Generalmente, según el teorema de Coulomb (1781), existen dos formas de fricción, éstas son:





Faint, illegible text at the top of the page.

Faint, illegible text in the upper middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.



Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.

Faint, illegible text in the middle section.



Donde:

F = Fuerza de fricción

N = Carga normal

$\mu$  = Coeficiente de fricción

A = Area de contacto entre moléculas de ambas superficies

$\lambda_0$  = Resistencia al corte de acoplamientos metálicos de las rugosidades de ambas superficies

P = Presión o resistencia del metal menos duro.

La hipótesis molecular es la que tiene mayor importancia en elementos rectificadas con gran precisión, dentro de las hipótesis moleculares se tienen las siguientes:

1.- Hipótesis de Tomlinson:  $F = (k \cdot E) / (n \cdot P \cdot x)$

2.- Hipótesis de Dieriagin:  $F = (N + N_0)$

Donde:

K = No de parejas moleculares en contacto directo durante el desplazamiento.

E = Energía de rompimiento de las parejas moleculares.

n = Número total de parejas moleculares en contacto.

P = Fuerza de repulsión entre moléculas, en cada pareja molecular.

x = Distancia de deslizamiento

No = Carga normal equivalente a las fuerzas de atracción molecular.

Bajo condiciones de deslizamiento en seco el comportamiento de la fricción y el desgaste de los metales es causado por el mismo grupo de fuerzas actuantes en la superficie, pudiendose calcular el comportamiento al desgaste tomando en cuenta las propiedades básicas de los metales y la característica microestructural.

### CLASIFICACION DE LOS PROCESOS DE DESGASTE

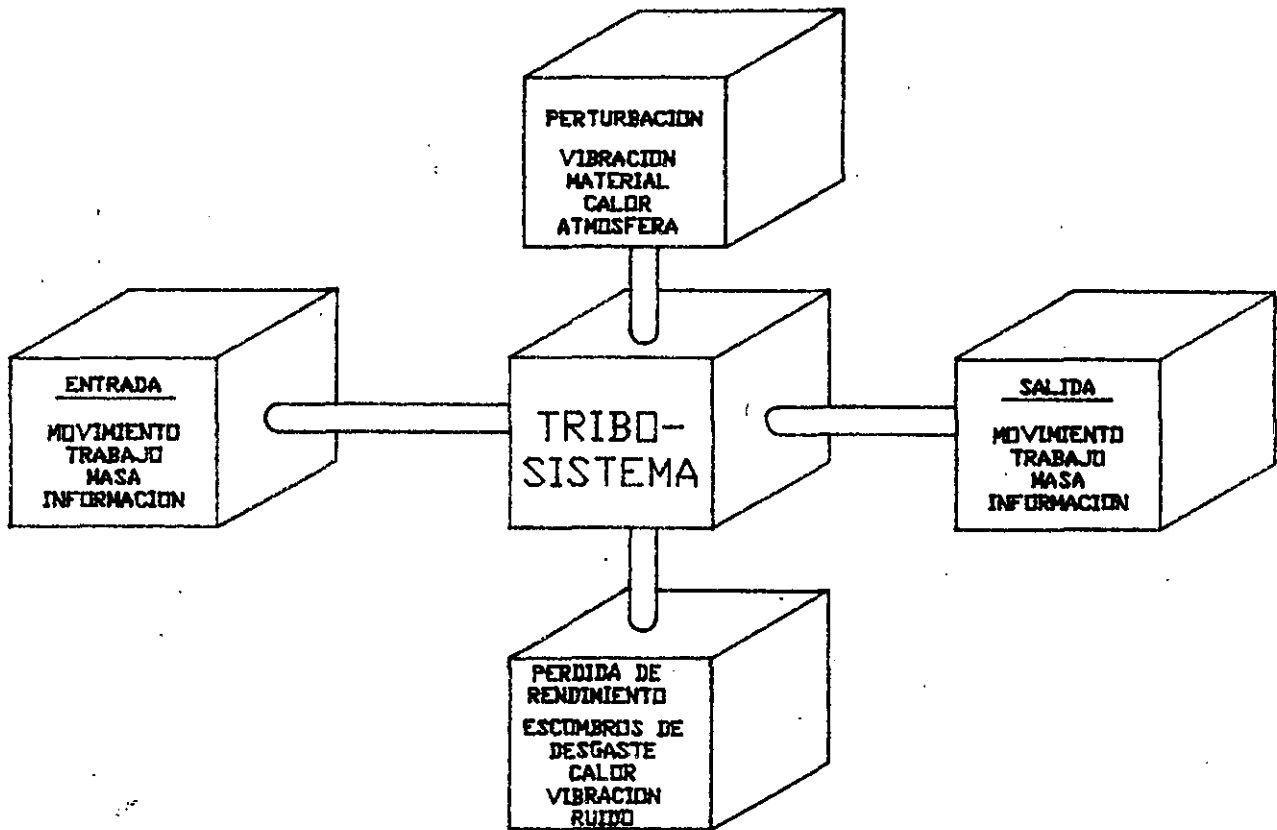
Para poder realizar una clasificación adecuada de los procesos de desgaste es necesario analizar los sistemas que pueden ser usados para identificar los parámetros interesados, éstos son los llamados sistemas tribológicos o tribosistemas. Dependiendo de los parámetros del tribosistema existe un mecanismo diferente de desgaste. El mecanismo de desgaste describe la intensidad y la interacción del material entre los elementos del tribosistema.

Mientras que la clasificación de los diferentes procesos de desgaste, se hace tomando en cuenta el tipo de movimiento relativo entre el contacto de los cuerpos.

### TRIBOSISTEMAS

El análisis del sistema puede usarse para describir un proceso tribológico. El propósito es la transformación y/o transmisión de las entradas en salidas con la finalidad de tener una eficiencia mejor en la producción de el campo de la Industria.

En la siguiente figura se aprecia la descripción funcional de un sistema tribológico en general.



Usualmente el sistema consiste de cuatro elementos:

- 1.- Cuerpo sólido
- 2.- Cuerpo contrario
- 3.- Elemento interfacial
- 4.- Medio ambiente

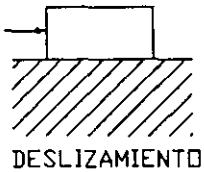
El cuerpo contrario puede ser un sólido, un líquido, un gas o una combinación de éstos.

La acción de los elementos o la interacción entre ellos puede variar ampliamente, en la figura 6 se observan cinemáticamente los diferentes tipos de acciones sobre la superficie de un cuerpo sólido.

Tomando en cuenta la cinemática del sistema, los procesos de desgaste pueden ser clasificados como sigue:

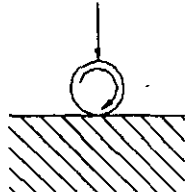
- 1.- Por deslizamiento
- 2.- Por rodamiento
- 3.- Por oscilación
- 4.- Por impacto
- 5.- Por erosión

DESGASTE POR  
DESLIZAMIENTO



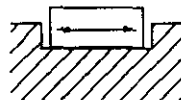
DESLIZAMIENTO

DESGASTE POR  
RODADURA



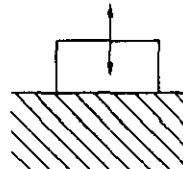
RODADURA

DESGASTE POR  
OSCILACION



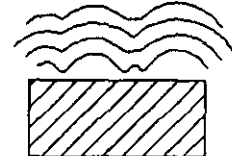
OSCILACION

DESGASTE POR  
IMPACTO



IMPACTO

DESGASTE POR  
EROSION

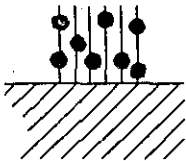


FLUJO

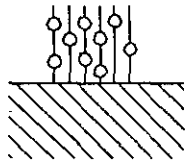
POR PARTICULAS

MOVIMIENTO

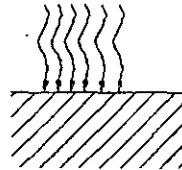
DE EROSION



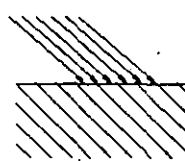
EROSION POR  
GOTAS



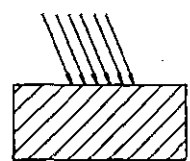
EROSION POR  
FLUJO



EROSION POR  
ANGULO BAJO



EROSION POR  
ANGULO ALTO



PARTICULAS SOLIDAS  
+  
LIQUIDO O GAS

PARTICULAS LIQUIDAS  
+  
LIQUIDO O GAS

### Clasificación de los procesos de desgaste

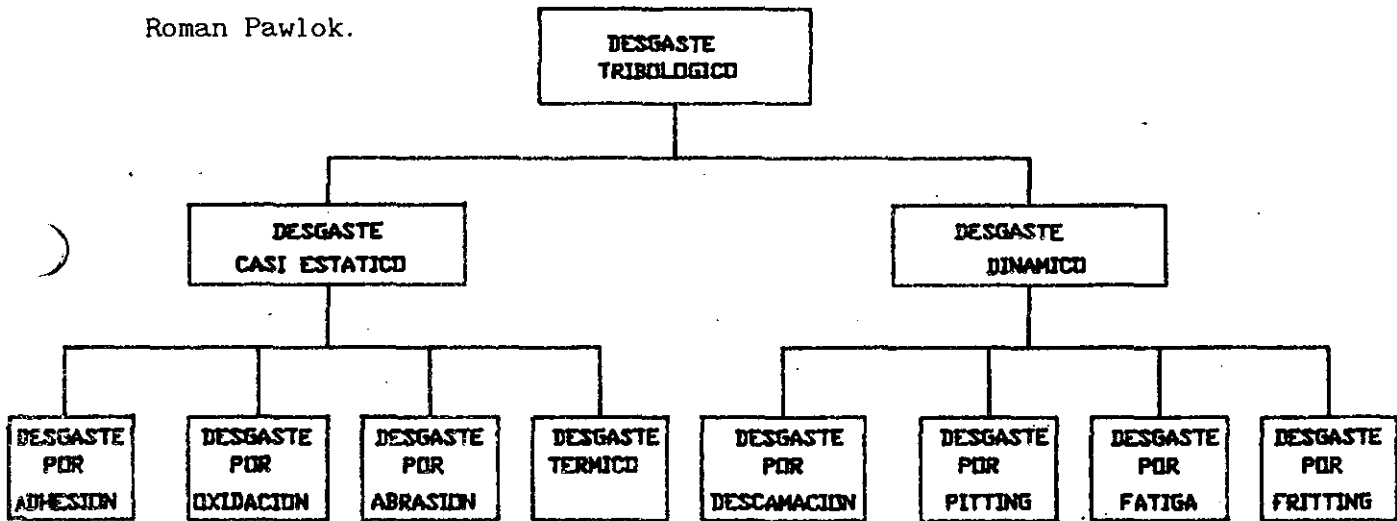
Otra descripción de los procesos de desgaste incluye el estado físico del cuerpo contrario, por ejemplo, sólido, líquido o el ángulo de acción. Relacionando al elemento interfacial, los procesos de desgaste puede ser llamados secos o lubricados.

Dependiendo de la estructura del tribosistema, la interacción física y química se debe a las partículas que se separan del cuerpo contrario y/o la superficie del cuerpo sólido. La formación de viruta o partículas de desgaste están descritas por los mecanismos de desgaste.

## MECANISMOS DE DESGASTE

El desgaste puede ocurrir por la pérdida de material y/o el daño superficial.

Una de las diversas clasificaciones es la que da Wladyslaw Roman Pawlok.



A continuación se describen los mecanismos de desgaste que se presentan en la prueba efectuada con la Máquina para pruebas de desgaste Modelo 51 Cygnus II.

éstas pueden actuar como partículas duras si existe una superficie mucho más dura que la superficie contraria.

## **METODOS PARA EVALUAR LAS PROPIEDADES FRICCIONALES DE LOS MATERIALES**

Las pruebas de desgaste y fricción acelerada son efectuadas para clasificar el orden de la resistencia al desgaste y fricción con el fin de optimizar la selección de materiales e impulsar el desarrollo de nuevos materiales para aplicaciones específicas. Se han clasificado los materiales superficiales de acuerdo a las pruebas de desgaste y fricción acelerada, los materiales más prometedores pueden ser probados en condiciones de funcionamiento actual. Estas pruebas podrían simular exactamente las condiciones de operación a la cual estarán sujetos la pareja de materiales. Si éstas pruebas son simuladas apropiadamente, un factor de aceleración entre la prueba simulada y la prueba funcional puede ser determinado empíricamente así que las pruebas funcionales subsecuentes pueden disminuir considerablemente en el tiempo de prueba.

## **METODOLOGIA DE DISEÑO**

La metodología de diseño de pruebas de fricción y desgaste consiste de cuatro elementos básicos: simulación, aceleración, preparación de las muestras y la medición de fricción y desgaste. De los elementos anteriores la simulación es la más crítica, pero los otros elementos no deben ser descuidados.

**Simulación:** Una simulación propia asegura que el ambiente experimentado en la prueba sea idéntico para el sistema actual. Dado la complejidad de desgaste y el común entendimiento incompleto de los mecanismos de desgaste, la prueba desarrollada está sujeta a prueba y error, y ésta depende de las capacidades de el experimentador.

El punto de inicio en la simulación es la reunión de datos útiles sobre el sistema actual y el sistema de prueba. Una simulación afortunada requiere la similitud entre las funciones del sistema actual y del sistema de prueba, esto es, similitud de entradas y salidas, además de las relaciones entrada-salida.

Para obtener ésta similitud, debe tomarse en cuenta los materiales asociados, el lubricante y las condiciones de operación de la prueba deben ser las mismas que los requerimientos del sistema actual. La selección de la prueba geométrica es un factor crítico en las condiciones de simulación de desgaste. Generalmente, en el laboratorio son pruebas para contactos deslizantes, tres tipos de contactos son empleados: contacto puntual (tal como una bola sobre un disco), contacto lineal (tal como un cilindro sobre un disco) y contacto por conformado (tal como placa sobre placa). La selección de la geometría depende de la función a ser simulada por la geometría. Cada una de éstas geometrías de contacto tiene sus ventajas y desventajas. En el caso de contacto puntual se eliminan los problemas de alineamiento y permite el estudio de los estados iniciales de desgaste de la prueba. Sin embargo, los esfuerzos de nivel cambian conforme las superficies en contacto se desgastan (wear-out). Las pruebas de contacto por conformado generalmente permiten que en las piezas en contacto para desgaste (wear-in) se pueda establecer geometrías de contacto uniformes y estables antes de tomar datos. Como resultado, esto es difícil para identificar el fenómeno de wear-in, porque no hay un monitoreo elaborado regular del ambiente de desgaste.

Otros factores además del tipo de contacto, el cual influye significativamente el éxito de una simulación, son el tipo de movimiento, carga, velocidad, ambiente de operación (contaminación, lubricación, temperatura y humedad). Los movimientos simulados por la ejecución de pruebas de desgaste bajo movimientos y combinaciones unidireccionales, recíprocas y oscilantes (recíprocas con una frecuencia alta y amplitud baja). Condiciones



de carga son simuladas por la aplicación de carga estática y dinámica por peso muerto, resortes, medios hidráulicos, o medios electromagnéticos.

La lubricación (o carencia de la misma), temperatura, y humedad también influyen considerablemente las características de fricción y desgaste de ciertos materiales. La temperatura ambiente y la temperatura de contacto determina el estado térmico del sistema y podría ser simulado con una precisión controlada durante la prueba. Mediciones superficiales de una muestra pueden ser hechas con termopares o métodos infrarojos (IR).

**ACELERACION:** Las pruebas aceleradas son extremadamente baratas y rápidas. Sin embargo, si la aceleración no es efectuada adecuadamente, el mecanismo de desgaste a ser simulado puede cambiar. El desgaste acelerado es normalmente conseguido por incremento de los siguientes parámetros: carga, velocidad, temperatura y operación continua.

#### **PREPARACION DE LAS MUESTRAS:**

La preparación de las muestras juega un papel clave en la obtención de resultados reproducibles. Sin embargo, la preparación de muestras puede variar dependiendo sobre el tipo de material a probar. Para metales, la rugosidad superficial, la geometría de la muestra, microestructura, homogeneidad, dureza, y la presencia de capas superficiales puede ser controlada cuidadosamente para la pareja de materiales. Controles similares son necesarios para el medio desgaste-cause. Por ejemplo, en una prueba de desgaste abrasivo, la pureza, el tamaño de las partículas, la forma de la partícula y el contenido de humedad de la arena deben ser controlados.

## MEDICION DE FRICION Y DESGASTE

El coeficiente de fricción es calculado desde el radio de la fuerza de fricción para una fuerza normal aplicada. Los miembros estacionarios del par de materiales es montada sobre un miembro flexible, y la fuerza friccional (fuerza requerida para esforzar el miembro estacionario) es medido usando el calibrador de esfuerzo (conocido como transductor calibrador-esfuerzo) o medidas de desplazamiento (basados sobre la capacitancia y métodos ópticos). Bajo ciertas condiciones, transductores de fuerza piezometricos (principalmente para mediciones dinámicas) son usados tambien para mediciones fuerza-fricción.

Las mediciones comunes de desgaste son pérdida de peso, perdida de volumen, espesor o profundidad de las rayaduras ocasionadas por el desplazamiento, u otras medidas geometricas y medidas indirectas tales como el tiempo requerido para desgastar a través de un recubrimiento o la carga requerida para causar desgaste severo o un cambio en la superficie final. La exploración con el microscopio electronico (SEM) es comunmente usado para medir el desgaste microscopico de superficies desgastadas. Las resoluciones de las diversas técnicas son presentadas en la tabla siguiente:

Técnica de medida	Resolución
Pérdida de peso	10 - 100 $\mu$ m
Destrucción radiactiva	- 1 $\rho$ m
Stylus profiler	25 - 50 $\eta$ m
Indentación por microdureza	25 - 50 $\eta$ m
Perfil óptico	0.5 - 2 $\eta$ m
Busqueda por microscopio electrónico	0.1 $\eta$ m
Busqueda por túnel microscopico	0.02 - 0.05 $\eta$ m

Tabla 1 Técnicas de medida de desgaste y sus resoluciones

Las mediciones de pérdida de peso son convenientes para grandes cantidades de desgaste. Sin embargo, mediciones de pérdida de peso tienen dos grandes limitaciones. Primero, el desgaste está relacionado en primer lugar al volumen de material removido o desplazado. De este modo tales métodos pueden proveer resultados diferentes si los materiales a ser comparados difieren en densidad. Segundo, estas mediciones no hacen la consideración para desgaste por desplazamiento del material; esto es, una muestra puede ganar peso por transferencia. De éste modo las mediciones de pérdida de peso son validas unicamente cuando la densidad permanece constante y la transferencia no ocurre durante los procesos de desgaste. Esta técnica no es suficientemente sensible en el caso de desgaste-resistencia de recubrimientos delgados, donde el desgaste es muy pequeño.

Un estilo o perfil óptico sin contacto y técnicas de indentación de microdureza Vickers o Knoop son fáciles para usar y son comunmente usadas para medir la profundidad de desgaste con una resolución por arriba a una fracción de un nanometro. En la técnica de indentación de microdureza, las indentaciones Vickers o Knoop son hechas sobre la superficie a desgastar. La profundidad de desgaste puede ser calculada por la medición del ancho de las indentaciones antes y despues de la prueba de desgaste.

Para mediciones de desgaste microscopico, el microscopio electronico de barrido es comunmente usado en las superficies desgastadas.

#### PRUEBAS GEOMETRICAS TIPICAS

Las propiedades friccionales de parejas que involucran deslizamiento pueden ser evaluados en equipo de laboratorio, los cuales pueden ser clasificados dentro de dos clases, esto es, clase I, donde el movimiento relativo de los miembros es unidireccional, y clase II, en el cual los miembros son recíprocos.

Se tienen diferentes tipos de maquinas, debido a la necesidad de simular los diferentes tipos de daños de las superficies deslizantes y los efectos de factores individuales que pueden ser causados especialmente por procesos fisicoquímicos. La naturaleza de los daños difiere ampliamente entre el movimiento unidireccional y recíproco.

Los materiales usados en contactos con fricción pueden ser evaluados por tres métodos, esto es, por medio de sus características geométricas, físicas y mecánicas. Las características de los sólidos pueden ser evaluadas por pruebas sobre sistemas de contacto montados sobre anillos y por pruebas a escala completa. La relación mutua entre los resultados obtenidos con pruebas de este tipo no están siempre fuera de ambigüedad. Esto se debe a la característica del deslizamiento, es decir, la formación de una tercera fase en la zona de contacto, la naturaleza y propiedades de la cual dependen las superficies en contacto, la extensión del acceso de el medio ambiente dentro de la zona de contacto, y la temperatura de contacto producida.

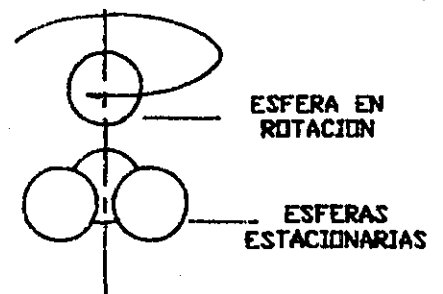
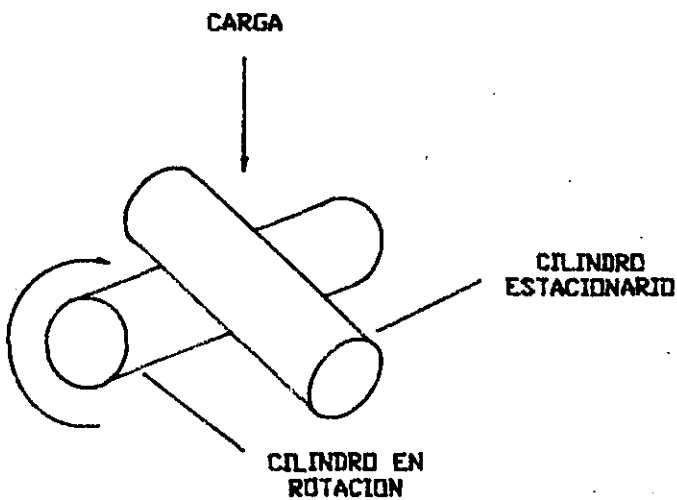
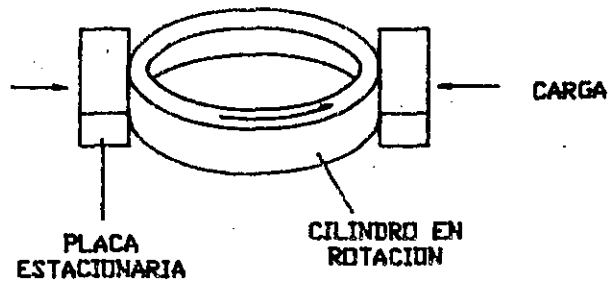
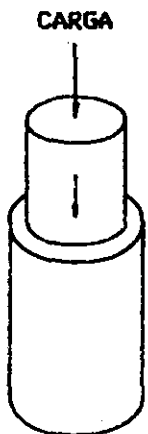
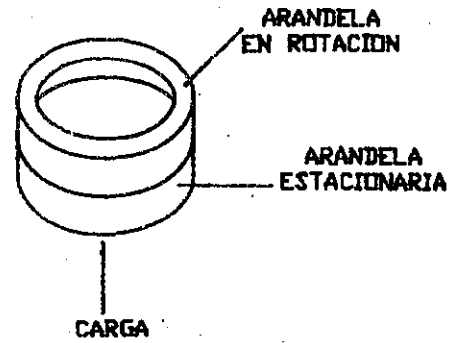
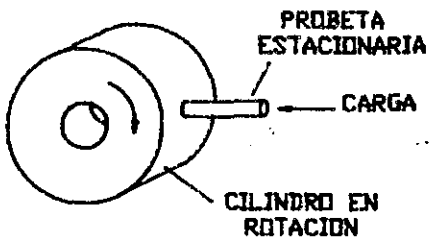
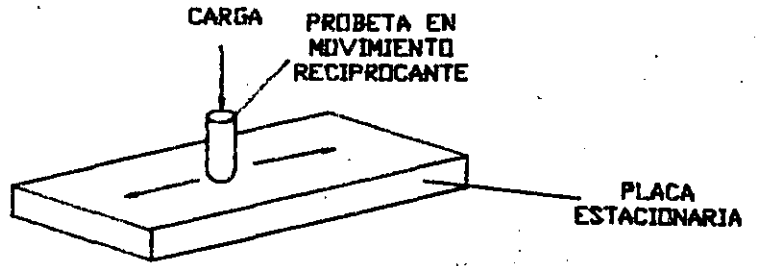
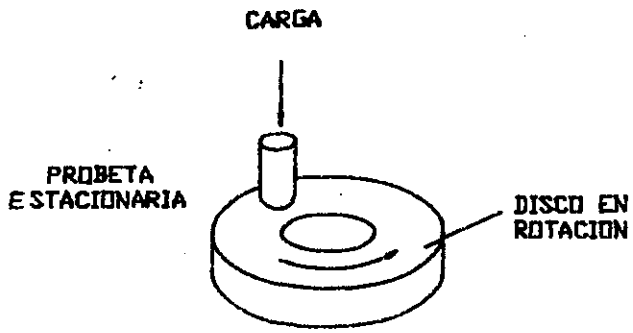
Estos factores son importantes en la evaluación de las propiedades de rugosidad de los materiales, las cuales pueden solamente ser evaluados exhaustivamente por el estudio de la interacción de contacto de dos sólidos en la presencia de el medio usado, y esto complica significativamente la evaluación de laboratorio. Por esto, durante las últimas dos décadas un gran número de métodos de evaluación de la fricción y desgaste han sido desarrollados, los cuales muestran la conexión entre las características experimentales de sólidos, el medio de lubricación y el coeficiente de fricción, y también la resistencia al desgaste cuando estos cuerpos interactúan. Las características de las propiedades de rugosidad de los materiales obtenidas por estos métodos, pueden ser aplicados a relaciones teóricas para la evaluación de los procesos de fricción y desgaste en estados progresivos.

## FRICCION DESLIZANTE Y PRUEBAS DE DESGASTE

Muchos aparatos de pruebas aceleradas son disponibles comercialmente los cuales permiten el control de factores tales como la geometria, la carga aplicada, velocidad de deslizamiento, la temperatura ambiente, y la humedad. Las pruebas usadas más comunmente en la interfase geometrica para cubrir materiales, recubrimientos, y tratamientos superficiales son mostrados en la Figura 4 y son comparados en la tabla 2. Muchas de éstas configuraciones de pruebas estan en uno de una clase de maquinas; otras son disponibles como unidades comerciales en diversas compañías. Sin embargo la prueba, no está limitada para tal equipo; frecuentemente las pruebas estan ejecutadas con replicas de los mecanismos actuales.

**DETALLES GEOMETRICOS DE PRUEBAS TIPICAS DE FRICCION Y DESGASTE**

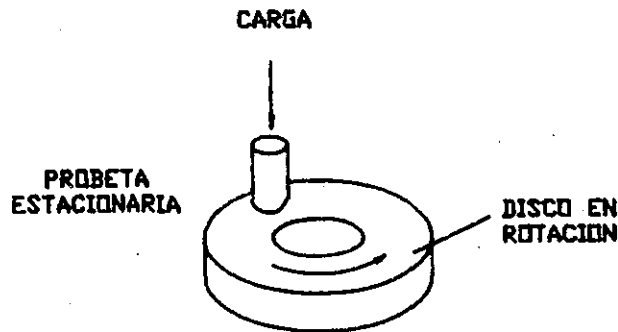
GEOMETRIA	TIPO DE CONTACTO	TIPO DE CARGA	TIPO DE MOVIMIENTO
1. PROBETA SOBRE DISCO	PUNTO/CONFORMADO	ESTATICA, DINAMICA	DESLIZAMIENTO UNIDIRECCIONAL, OSCILANTE
2. PROBETA SOBRE PLACA (RECIPROCANTE)	PUNTO/CONFORMADO	ESTATICA, DINAMICA	DESLIZAMIENTO RECIPROCANTE
3. PROBETA SOBRE CILINDRO	PUNTO/CONFORMADO	ESTATICA, DINAMICA	DESLIZAMIENTO UNIDIRECCIONAL, OSCILANTE
4. CILINDROS (CON CARGA EN LAS CARAS)	CONFORMADO	ESTATICA, DINAMICA	DESLIZAMIENTO UNIDIRECCIONAL, OSCILANTE
5. PROBETA DENTRO DENTRO DE UN DADO	CONFORMADO	ESTATICA, DINAMICA	DESLIZAMIENTO UNIDIRECCIONAL, OSCILANTE
6. PLACAS SOBRE UN CILINDRO (CARGA EN EL BORDE)	LINEA	ESTATICA, DINAMICA	DESLIZAMIENTO UNIDIRECCIONAL, OSCILANTE
7. CILINDROS CRUZADOS	ELLIPTICA	ESTATICA, DINAMICA	DESLIZAMIENTO UNIDIRECCIONAL, OSCILANTE
8. CUATRO ESFERAS	PUNTO	ESTATICA, DINAMICA	DESLIZAMIENTO UNIDIRECCIONAL,



A continuación se hace una descripción breve del tipo de arreglo utilizado por la Máquina para pruebas de desgaste Modelo 51 Cygnus II, Fabricada por Swansea Tribology Centre (Inglaterra).

**Espiga sobre un disco (cargado superficialmente)**

En la Figura 4 (a) se muestra la espiga la cual es retenida estacionariamente y el disco rotando u oscilando. La espiga puede ser bola sin rotación, un extremo semiesférico, una placa terminada en forma cilíndrica, o también un paralelepípedo rectangular. Este aparato de prueba es probablemente el más comúnmente usado durante el desarrollo de pruebas para aplicaciones tribológicas.



Hay diferentes usos que se les da a los materiales en el desarrollo continuo y éstos están sometidos durante su trabajo a los diferentes tipos de desgaste, por lo que el hombre para disminuirlo, ha elaborado diferentes formas de protección contra el desgaste tales como, tratamientos térmicos, tratamientos microestructurales y recubrimientos.

No sólo se puede realizar pruebas a todo tipo de materiales sino que también se puede llevar a cabo pruebas en recubrimientos y es exactamente una de éstas variantes de las que se va a tocar a continuación.

Existen diversos tipos de recubrimientos, uno de ellos el galvanizado, que es muy utilizado en diferentes piezas, es un ejemplo muy claro de otro de los usos que puede tener la prueba de desgaste.

Este recubrimiento consiste en aplicar un revestimiento de zinc a una pieza metálica, con el fin de protegerla de la oxidación, desgaste y algunas veces mejorar su apariencia.

Las pruebas de desgaste se llevan a cabo en una máquina modelo CYGNUS II DISC PINS, de origen inglés que tiene las siguientes características:

Funciona con un suministro de corriente de 220 V a 60 Hz.

Cuenta con cuatro cojines montados en la base del gabinete con la finalidad de nivelar la cubierta del gabinete.

Posee cuatro discos de prueba a diferentes durezas, de acero suave cromado, éstos se encuentran perfectamente rectificadas

Un brazo de carga, que es nivelado con un cotrapeso, este brazo está en contacto con el brazo de torsión.

Las cargas de prueba pueden ir de 0.5 kg hasta 5 kg

Otro más de los aditamentos que tiene el equipo es un sistema de circulación de lubricante, con la finalidad de realizar pruebas en otros medios (diferentes tipos de aceite) en los que algunos materiales se encuentran inmersos. El sistema de lubricación está formado por el siguiente equipo:

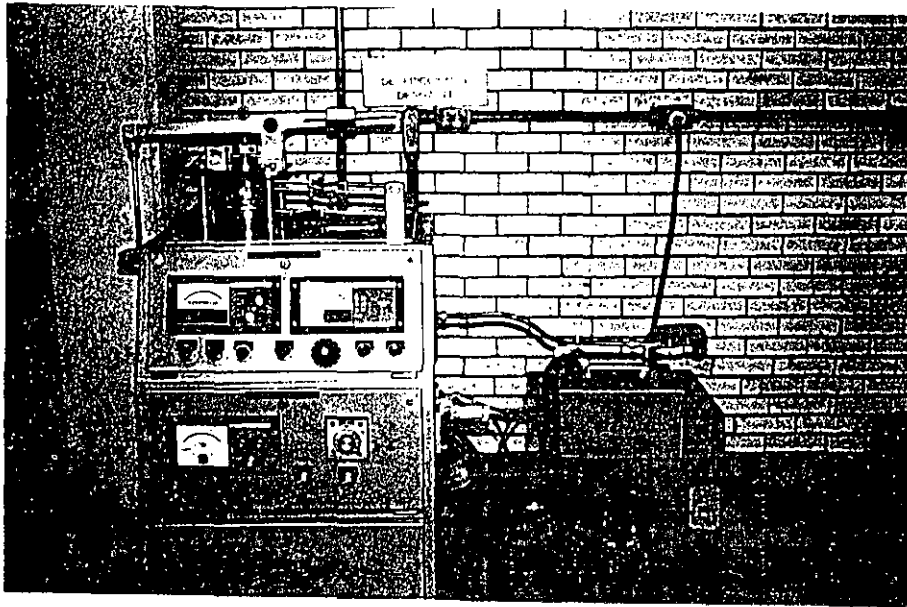
Bomba Watson Marlow

Tanque aislado de acero inoxidable

Interruptor de presión

Manómetro





#### CARACTERISTICAS DE LA PRUEBA

El desarrollo de la prueba se lleva a cabo mediante los siguientes puntos:

DETERMINAR A QUE MATERIALES SE LES VA REALIZAR LA PRUEBA

ELABORACION DE LAS PROBETAS

MEDIR LA DUREZA DE LOS MATERIALES QUE SE VAN A UTILIZAR

SELECCIONAR EL OTRO MATERIAL CON EL QUE SE VA A REALIZAR LA PRUEBA DE DESGASTE (Esta dureza deberá ser mayor que el otro material)

SELECCIONAR LOS PARAMETROS DE EN LOS CUALES SE VA A LLEVAR A CABO LA PRUEBA (tiempo, carga, rpm., medio circundante a la probeta, temperatura)

REALIZACION DE LA PRUEBA

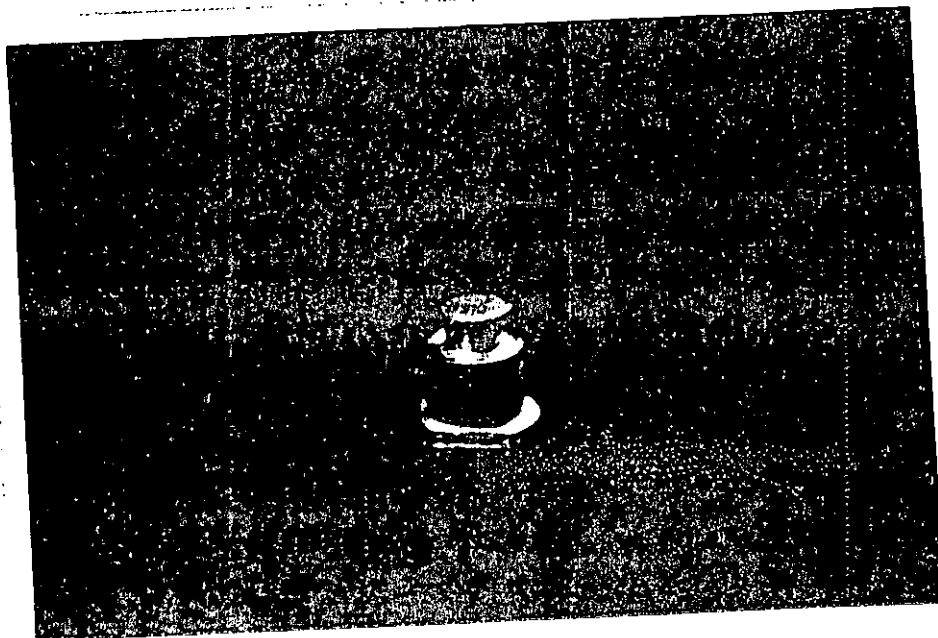
MEDICION DE LA DUREZA DEL MATERIAL DESGASTADO

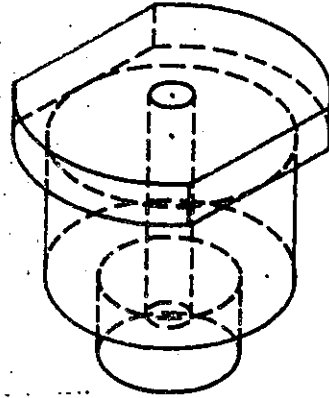
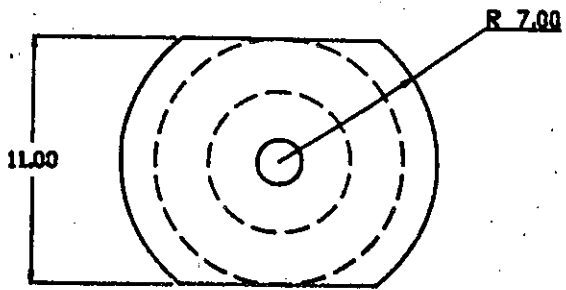
MEDICION DE LA MASA

GRAFICAR Y EVALUAR LOS PARAMETROS DE LA PRUEBA

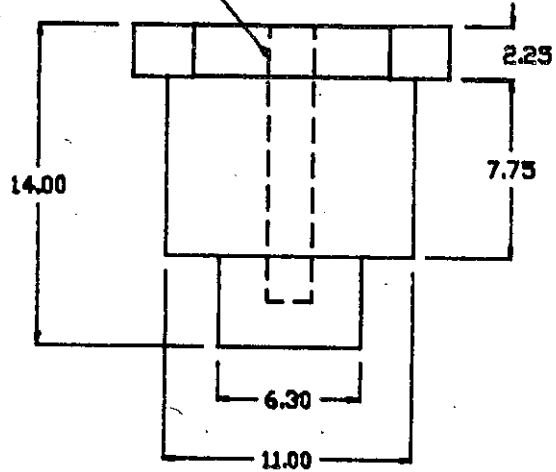
La determinación del tipo de material al cual se le va a realizar la prueba, va en función directa de la aplicación y del tipo de fallas que se presente en el material.

Una vez establecido el material, se realizan unas probetas de éste material para comenzar las pruebas. Las probetas tienen que tener unas dimensiones establecidas previamente, de acuerdo al tipo de máquina con el que se cuenta, que en este caso se establecen en la siguiente figura.



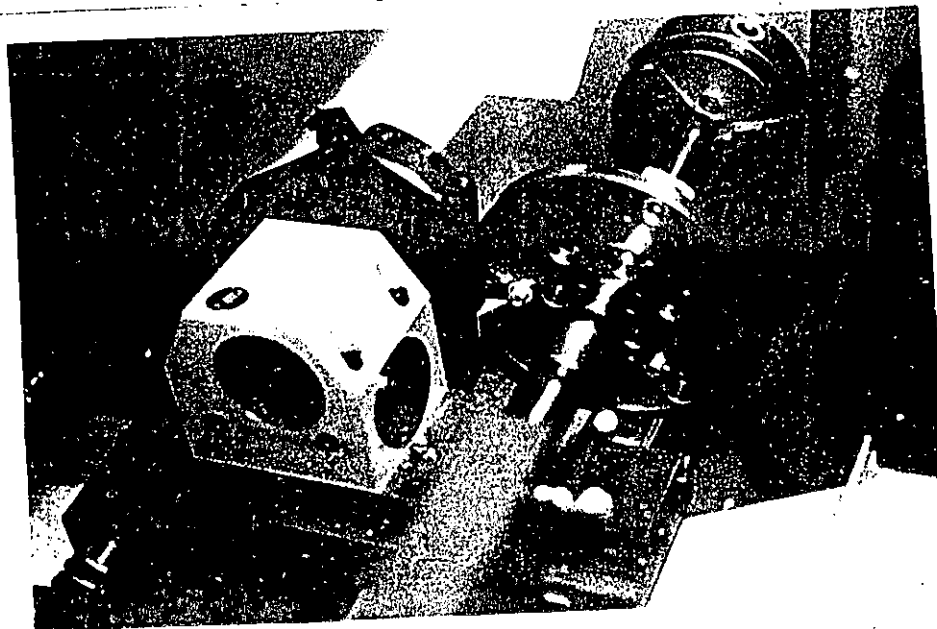


Barreno de #2 x 12



Acotaciones en mm.  
escala 3:1

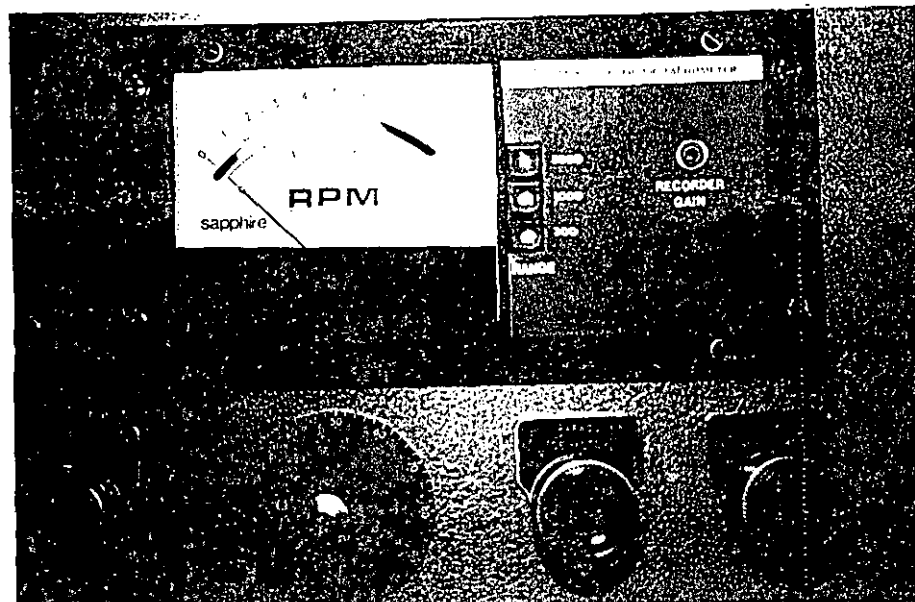
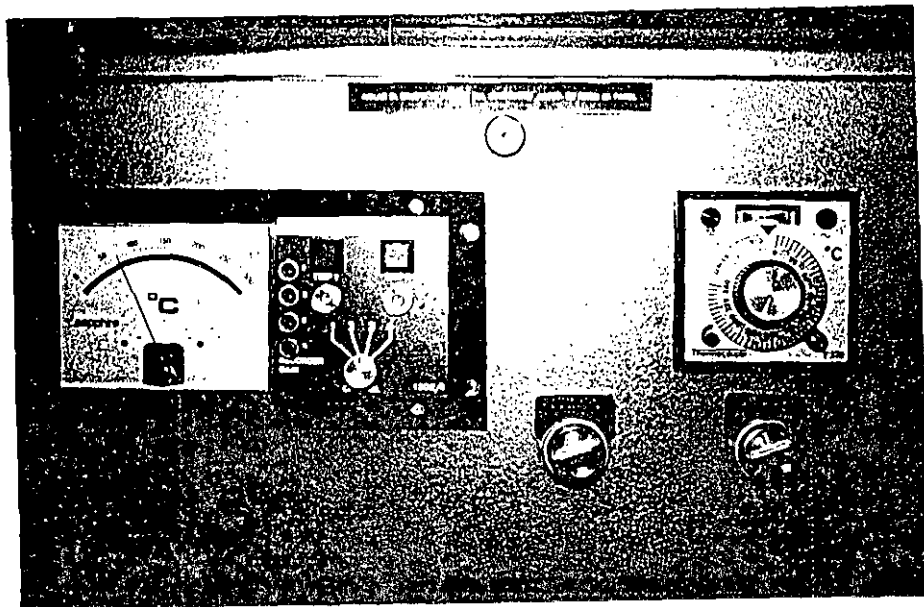
De preferencia las probetas deben ser maquinadas en CNC, para mejorar el acabado y tener una alta precisión.



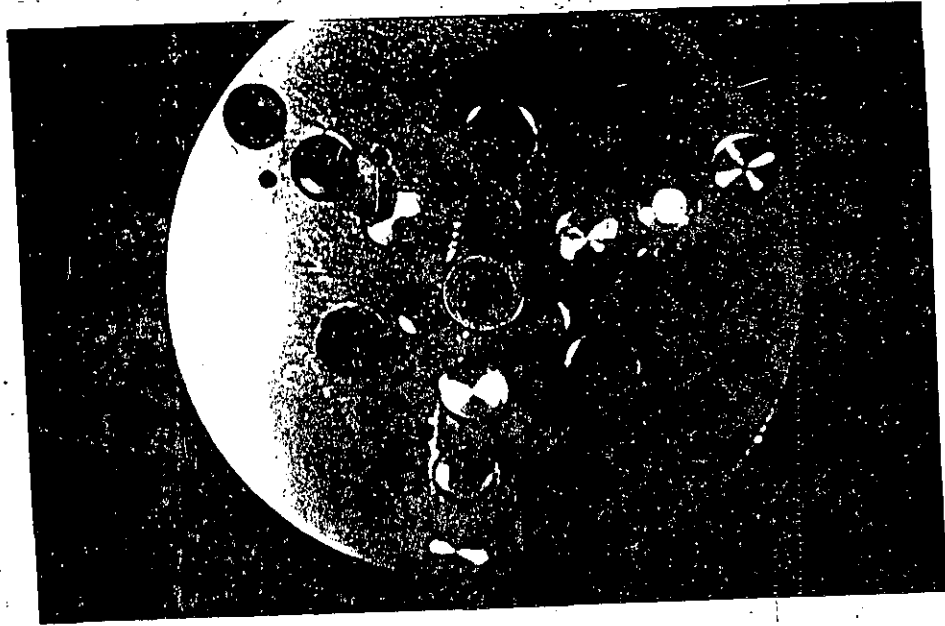
1947-1948  
1949-1950  
1951-1952

1953-1954  
1955-1956  
1957-1958  
1959-1960  
1961-1962  
1963-1964  
1965-1966  
1967-1968  
1969-1970  
1971-1972  
1973-1974  
1975-1976  
1977-1978  
1979-1980  
1981-1982  
1983-1984  
1985-1986  
1987-1988  
1989-1990  
1991-1992  
1993-1994  
1995-1996  
1997-1998  
1999-2000  
2001-2002  
2003-2004  
2005-2006  
2007-2008  
2009-2010  
2011-2012  
2013-2014  
2015-2016  
2017-2018  
2019-2020  
2021-2022  
2023-2024  
2025-2026  
2027-2028  
2029-2030  
2031-2032  
2033-2034  
2035-2036  
2037-2038  
2039-2040  
2041-2042  
2043-2044  
2045-2046  
2047-2048  
2049-2050  
2051-2052  
2053-2054  
2055-2056  
2057-2058  
2059-2060  
2061-2062  
2063-2064  
2065-2066  
2067-2068  
2069-2070  
2071-2072  
2073-2074  
2075-2076  
2077-2078  
2079-2080  
2081-2082  
2083-2084  
2085-2086  
2087-2088  
2089-2090  
2091-2092  
2093-2094  
2095-2096  
2097-2098  
2099-2100

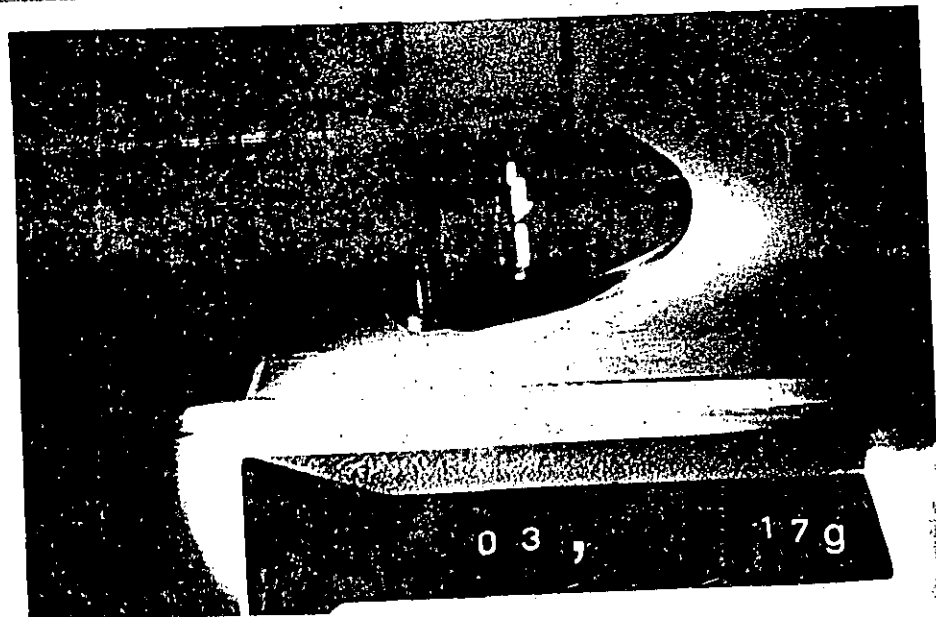
Los parámetros van a depender de los puntos de interés del comportamiento al desgaste del material, ya que éstos van a estar determinados por el cambio de volumen y la razón de desgaste que este sufriendo el material, en donde van a intervenir, según sea el tipo de desgaste que sea el objeto de estudio, la temperatura que se registra en el material durante una fricción continua, el tiempo al que se le someta la prueba de desgaste, la carga que se le aplica al material durante la prueba, las revoluciones por minuto a las que se hace gira el material que tiene la finalidad de desgastar la probeta y el medio circundante de la probeta, ya que éste puede ser en seco o con algún tipo de lubricante para simular el comportamiento al desgaste de algunas piezas que trabajan en éste medio.



En cada una de las pruebas se recomienda colocar tres probetas, si es que va a existir una comparación entre diferentes materiales, si esto no es así lo recomendable es colocar una sola probeta (antes de montar las probetas cerciorarse que este nivelada la máquina de desgaste), para este tipo de máquina, pero esto va a depender de acuerdo a las especificaciones de uso de cada máquina.



Antes de montar las piezas es recomendable pesarlás en una balanza analítica de preferencia, para evitar en lo posible algún error, y medir la altura de la probeta con un micrómetro.



GENERAL INFORMATION

1. NAME OF THE PROJECT

(a) \_\_\_\_\_

2. OBJECTIVES

(a) \_\_\_\_\_  
(b) \_\_\_\_\_  
(c) \_\_\_\_\_  
(d) \_\_\_\_\_  
(e) \_\_\_\_\_

(f) \_\_\_\_\_

3. SUMMARY OF THE PROJECT

(a) \_\_\_\_\_

4. BUDGET

(a) \_\_\_\_\_  
(b) \_\_\_\_\_  
(c) \_\_\_\_\_

(d) \_\_\_\_\_

5. CONCLUSIONS

(a) \_\_\_\_\_

6. REFERENCES

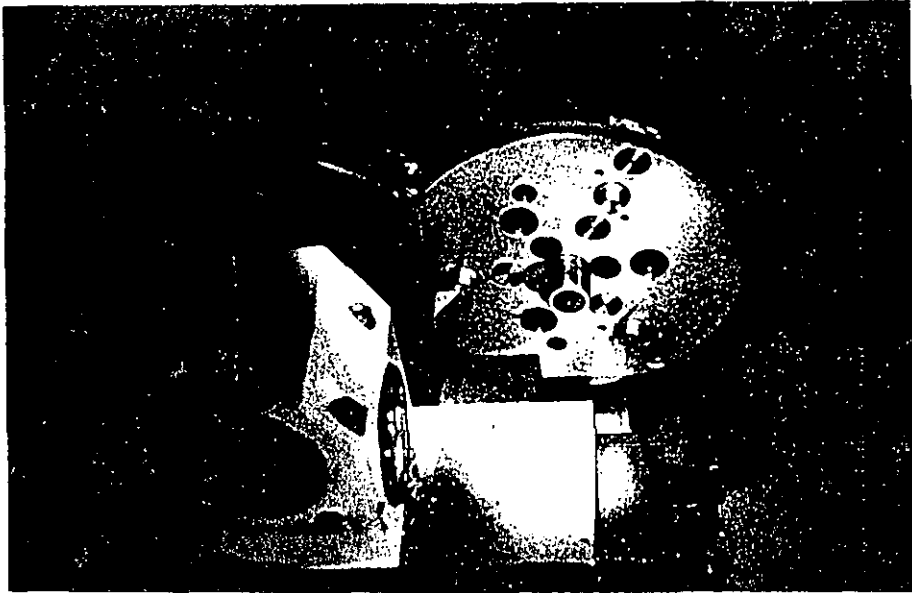
(a) \_\_\_\_\_  
(b) \_\_\_\_\_  
(c) \_\_\_\_\_

7. APPENDICES

(a) \_\_\_\_\_

8. OTHER INFORMATION

(a) \_\_\_\_\_



\*Nota

Para el caso en que se colocan tres probetas, deben de carearse, para asegurarse que sean coplanares.

- i) Se pesan, se mide la dureza y se mide la altura nuevamente.

Para evaluar los parametros de la prueba se toman las siguientes variables:

PROPIEDADES DEL MATERIAL

H= dureza del material

$\rho$ = densidad del material [ $\text{kg}/\text{cm}^2$ ]

V= volumen de desgaste [ $\text{cm}^3$ ]



### FACTORES DE LA PRUEBA

RPM= revoluciones por minuto

L = carga axial

Δt = incremento de tiempo.

S<sub>o</sub> = distancia de deslizamiento

Para la obtención del cálculo del coeficiente de desgaste se calcula la siguiente ecuación:

$$K = \frac{V H}{L S_o}$$

En el caso de obtener el valor del cambio de volumen que sufrió la probeta, se obtiene a partir de:

$$\Delta V = \frac{m_i - m_f}{\rho}$$

Donde:

ΔV= Es el cambio de volumen

m<sub>i</sub> = Masa inicial de la probeta

m<sub>f</sub> = Masa final de la probeta

ρ = Densidad del material desgastado

Para conocer la razón de desgaste basta resolver la siguiente ecuación:

$$q = K L \rho$$

Donde:

q = Razón de desgaste

K = Coeficiente de desgaste

L = Carga axial [kg]

ρ = Densidad del material desgastado

La razón de desgaste es directamente proporcional a la densidad del material, la carga axial, y al coeficiente de desgaste, por lo que se concluye que si existe un aumento en las RPM. disminuye la razón de desgaste esto es, el contacto molecular en forma dinámica hace un valor de "q" menor que el contacto estático es por eso que se habla de una gráfica ideal donde el inicio tiene una curva pronunciada y conforme avanza la prueba la pendiente de la curva tiende a cero, esto quiere decir que la razón de desgaste idealmente sería cero.

Finalmente para llegar a una evaluación final de los resultados éstos se grafican con las siguientes gráficas:

**Cambio de Volumen vs distancia de deslizamiento**

$\Delta V$  vs  $S_o$

**Cambio de Volumen vs tiempo**

$\Delta V$  vs  $t$

**Razón de desgaste vs distancia de deslizamiento**

$q$  vs  $S_o$



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.  
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

**CURSOS ABIERTOS**

**1er. CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES**

**MODULO 3: TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES**  
*Del 15 al 19 de junio de 1992.*

**TECNICAS DE MATERIALES APLICADAS A  
LA RESTAURACION**

**DR. VICTOR M. CASTAÑO**

**JUNIO - 1992**

## R E S U M E N

Se presenta un breve análisis de las diferentes técnicas de caracterización de materiales relevantes para el campo de la Restauración y Conservación del patrimonio cultural. Para sugerir una metodología adecuada de caracterización, se proponen divisiones de los métodos experimentales de acuerdo a determinación de a) estructura y b) propiedades. Las características y limitaciones generales de cada técnica han sido tabuladas y se hacen comentarios sobre la problemática específica en el campo de la Restauración.

## INTRODUCCION

La Restauración profesional del patrimonio cultural se ha convertido no solamente en una actividad de gran interés y potencial, sino también en un campo interdisciplinario que requiere del concurso de diversos especialistas: restauradores, químicos, geólogos, computólogos, físicos, etc. Dada la enorme complejidad de los problemas de la Restauración, resulta difícil el generalizar sobre los métodos y técnicas en ella empleados. Como un primer intento de síntesis, sin embargo, puede hacerse la siguiente clasificación de la problemática asociada a la Restauración, desde una perspectiva técnica:

- 1.- Identificación y caracterización de materiales a restaurar.
- 2.- Síntesis y preparación de nuevos materiales.
- 3.- Evaluación del grado de deterioro de un material.

Obviamente, cada uno de los puntos anteriores representa una especialidad en sí misma, a pesar de que debe notarse que existen intersecciones interesantes entre uno y otro. En este artículo, se presentan algunas de las características más relevantes de varias de las técnicas de identificación y caracterización de materiales, con el objeto de, por un lado, hacer del conocimiento de los restauradores algunos métodos poco conocidos en su especialidad y, por el otro, motivar a expertos fuera de la Restauración, a incursionar en ella ya que representa un campo de oportunidad poco explotado hasta el momento.

El trabajo consiste entonces, en una breve enumeración de técnicas disponibles en México (o que estarán a disposición en un futuro cercano) en diversos centros de investigación. También se hacen comentarios sobre las posibilidades de cada técnica, así como

de los problemas específicos al aplicarlas a Restauración. Con lo anterior en mente, se ha dividido este escrito en dos partes, a saber: caracterización de estructura, tanto espacial como química y caracterización de propiedades de materiales, sobre todo las de relevancia en Restauración

## CARACTERIZACION DE ESTRUCTURA

El primer problema a resolver es, por supuesto, el definir la escala y el tipo de la estructura que se desea estudiar, En efecto, dependiendo de la naturaleza de lo que se desea encontrar, puede hacerse la clasificación expresada en la tabla I.

TABLA I

Tipo de Estructura.	Técnicas
Espacial	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Difracción de Rayos X (normales, bajo ángulo).</li> <li>- Microscopía óptica (normal, polarizada, confocal).</li> <li>- Microscopía electrónica (barrido, - transmisión)</li> <li>- Dispersión de luz.</li> <li>- Técnicas nucleares (Restrodispersión de Rutherford).</li> </ul>
Química	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Técnicas espectrofotométricas (infrarrojo, infrarrojo por Fourier, ultravioleta, laser, Raman).</li> <li>- Resonancia magnética nuclear.</li> <li>- Fluorescencia de rayos X.</li> <li>- Microscopía electrónica analítica (espectroscopías por dispersión de onda y de energía, Auger, pérdida de energía de electrones).</li> <li>- Técnicas nucleares (Retrodispersión de Rutherford, emisión de R-X inducida por protones).</li> <li>- Análisis químico elemental.</li> </ul>

Decidir cuál de las técnicas debe utilizarse para un problema específico no es un asunto sencillo, en general. La Tabla II sin embargo, proporciona algunos criterios útiles.

TABLA II

TECNICAS	OBSERVACIONES	APLICACIONES
Difracción R-X (normal)	Estructura atómica y molecular. (1-10 Å)	Metales y material cristalino.
Difracción R-X (bajo ángulo).	Agregación y porosidad. (50-1000Å)	polimeros, material poroso.
Microscopia óptica.	Estructura (1 $\mu$ ).	Cualquier material.
Microscopia electrónica.	Estructura atómica y mesoscópica (2-1000Å) superficie (barrido) y volumen (transmisión).	Cualquier material conductor en general.
Dispersión de luz.	Agregación (1 $\mu$ ).	Coloides (polimeros)
Técnicas nucleares.	Estructura atómica y molecular (1-10Å)	Mayor penetración para casi todos los materiales.
Técnicas espectrofotométricas.	Tipo de enlaces químicos existentes.	Identificación y caracterización de cualquier material (especialmente Raman).
Resonancia magnética nuclear.	Tipo de enlace químico.	Polimeros.
Fluorescencia de R-X.	Composición.	Cualquier material
Microscopia electrónica analítica	Composición elemental.	Cualquier material (cualitativo).
Técnicas nucleares	Composición elemental.	Cualquier material (cuantitativo)
Análisis químico elemental.	Composición elemental.	Muchos materiales (alta precisión).



La especificidad de las necesidades de caracterización de estructura y las condiciones de las muestras producen problemas prácticos no siempre solubles de manera simple. Un ejemplo clásico es el de muestras recolectadas en sitios arqueológicos, con terribles condiciones climáticas, de tal manera que los niveles de contaminación no solo enmascaran la muestra, sino deterioran los equipos de caracterización. En muchos otros casos, las muestras son muy pequeñas, ya que proceden de objetos únicos e invaluables, problema que se refleja en la imposibilidad de caracterizar al estar bajo el nivel mínimo de detección de la técnica. En este sentido, al menos en el caso de caracterización química, el uso de nuevas tecnologías (como espectro-microscopía Raman) puede representar una esperanza para los restauradores.

## CARACTERIZACION DE PROPIEDADES.

La caracterización de la estructura de un material responde a la pregunta, ¿qué es?. La siguiente cuestión a resolver es: ¿cómo se comporta?. En términos generales, tanto para conocer como para producir un material, su comportamiento mecánico es uno de los primeros parámetros a considerar; otros aspectos de su comportamiento, sin embargo, deben de tomarse en consideración para el proceso completo de restauración. La Tabla III, resume varias de las principales propiedades a considerar y las técnicas asociadas.

TABLA III

PROPIEDADES	TECNICA	APLICACIONES
Resistencia Mecánica	Pruebas mecánicas	Todos los materiales (difícil en Restauración).
Reológicas	Viscosimetría	Soluciones poliméricas.
Ópticas	Espectrofotometría visible.	Todos los materiales.
Eléctricas y magnéticas.	Conductividad, capacitancia.	Cerámicas, metales.
Térmicas	Calorimetría diferencial de barrido análisis térmico diferencial.	Todos los materiales (cambios de fase caracterización).

El caso particular de la caracterización de propiedades mecánicas de materiales usados en Restauración merece comentarios aparte. Típicamente, una muestra del objeto a restaurar (papel, cera, metal, cerámica) tiene una forma y una superficie regulares, debido a las condiciones reales en las que normalmente recolectan. Esto dificulta grandemente la obtención de datos confiables y reproducibles por la dependencia de la mayoría de las pruebas mecánicas de la geometría del objeto a probar. Otros dos

Problemas deben también tomarse en consideración: la relativa debilidad mecánica de los materiales de Restauración (muy por debajo del límite de sensibilidad de la mayoría de las máquinas convencionales de prueba) y la falta de pruebas específicas de importancia en Restauración en los centros de investigación especializados, (adhesión, por ejemplo).

## COMENTARIOS FINALES.

Las reflexiones de las páginas anteriores pueden resumirse como sigue: falta de especialistas en varias técnicas interesados en estudiar sistemáticamente materiales de Restauración y falta de conocimiento básico de los restauradores sobre las posibilidades y limitaciones de las diversas técnicas disponibles en el país. La importancia social y cultural de los objetos de estudio de la Restauración y la Conservación exige una solución expedita a tal problemática. Dos posibilidades inmediatas vienen a la mente: difusión y motivación entre ingenieros y científicos de las posibilidades de aplicación de sus especialidades y la organización de cursos de actualización y capacitación entre restauradores.

## REFERENCIAS

- B.E. Douglas y C.A. Hollingsworth, Symmetry in Bonding and Spectra, Academic Press, New York (1985)
- S.J. Cyvin (Ed.), Molecular Structures and vibrations, Elsevier, New York (1972)
- M. von Heimendahl, Electron Microscopy of Materials, Academic Press, New York (1980)
- P.J. Duke y A.G. Michette (Eds.), Modern Microscopy, Plenum Press, New York (1990)
- P.F. Bunshah, (Ed.) Measurement of Mechanical Properties, Interscience, New York (1971)
- C.O. Rudd y R.E. Green (Eds.) Non destructive Methods for Material Property Determination, Plenum Press, New York (1984)

SOBRE LAS TECNICAS DE CARACTERIZACION  
DE MATERIALES APLICADAS  
A LA RESTAURACION

Victor M. Castaño  
Departamento de Física Aplicada  
y Tecnología Avanzada

INSTITUTO DE FISICA  
U. N. A. M.  
Apartado Postal 20-364  
México, D.F. 01000



[Faint, illegible text covering the majority of the page, possibly bleed-through from the reverse side.]

# Applications of Quantitative Metallography

By ERVIN E. UNDERWOOD\*

THE IMPORTANCE of microstructure in the control of properties of metals and alloys is well recognized. As material specifications become stricter and performance limits are narrowed, it is necessary to specify and control microstructure in quantitative terms. Quantitative metallography (or, more generally, stereology) deals with the quantitative relations between measurements made on the two-dimensional plane of polish and the magnitudes of the microstructural features in the three-dimensional alloy. This article reviews the more important equations, the basic measurements, and applications of these methods to actual alloys.

Table 1 shows the principal symbols used and gives examples of the combined notation in common usage (Ref 1). The term  $S_V$ , for example, refers to surface area per unit volume and represents a fraction  $S/V_T$ , where the numerator is the microstructural feature and the denominator is a test quantity. Each symbol represents a geometrical element as well as a specific dimension. Thus, the dimensionality of the combined terms and equations is readily apparent and consistent.

## Basic Measurements

Of greatest interest are the simple counting measurements,  $P_V$ ,  $P_L$ ,  $N_L$ ,  $P_A$  and  $N_A$ , because of the ease and speed with which these data can be gathered. Several recent theoretical analyses have afforded a much better grasp of efficient sampling techniques. With one technique, it is possible to predict in advance the number of measurements required to achieve the desired accuracy (Ref 2). This is the point-count method, which refers to the number of test points that fall in some selected areal feature of the microstructure (such as  $\alpha$ -phase, for example) on the plane of polish.

\*Alcoa Professor, School of Mechanical Engineering, Georgia Institute of Technology.  
†Error's Note. Because of limitations in line-type composition, subscripts in combined notations in captions, tables and equations in this article are raised slightly.

The total number of points,  $P_\alpha$ , that fall in the  $\alpha$ -phase, divided by  $P_T$ , the total number of test points, gives the ratio  $P_\alpha/P_T$ , or  $P_V$ . Those grid points that appear to fall on a boundary can be counted as one-half. This gives the operator a guide to the magnitude of the experimental error.

Figure 1 shows one type of point-count grid (Ref 3) with the test points at the intersections. Micrographs 2903 and 2904 show examples of point grids selected to give optimum results, depending on the type of microstructure to which they are applied. Note that, on the average, not more than one grid point falls in any second-phase area, and that the grid spacing selected is close to the spacing of the second-phase areas. A grid can be inserted in the eyepiece of the microscope, or a grid marked on clear plastic can be used with a photomicrograph. For best operator efficiency in counting, it is desirable to keep the number of hits on any one application of the grid to not more than five or six. Thus, a 3-by-3, 4-by-4 or 5-by-5 point grid suffices for most applications, since the magnification can be varied to adjust to a particular microstructure.

Another important measurement frequently required in quantitative microstructural analysis is the number of points of intersection generated per unit length of test lines,  $P_L$ . A test line or linear array is applied randomly to a microstructure containing linear features, such as the structure drawn in Fig. 2(a) (Ref 4). The points of intersection made by the test lines are counted as they are placed randomly,

but systematically, over the entire microstructure until a sufficient number of intersections has been counted. Figure 2(b) shows examples of circular and parallel linear test grids for  $P_L$  counts (Ref 5). Both grids in Fig. 2(b) may be used for random microstructures (such as the one in Fig. 2a); the grid with radii spaced at 15° angular intervals finds application for directional measurements on oriented structures, such as the one shown in micrograph 2905. The total lengths of the circular and parallel linear test grids are predetermined to facilitate subsequent calculations.

Other basic measurements that involve counting are  $N_L$ ,  $P_A$  and  $N_A$ .  $N_L$  corresponds closely to  $P_L$ , except that  $N_L$  is reserved for objects (such as particles) instead of points (for example, the intersections of grain-boundary traces by test lines). We define  $N_L$  as the number of interceptions of particles per unit length of test line. This definition allows for the possibility that a particle with an irregular outline may be intercepted more than once by the same test line. Thus, we maintain the relationship  $P_L = N_L$  for space-filling grains, and  $P_L = 2N_L$  for particles, regardless of their shape.

$P_A$  and  $N_A$  are also related,  $P_A$  referring to points per unit area and  $N_A$  to objects per unit area (see the nodules in micrograph 2903). If the grain junctions (triple points) in Fig. 2(a) are counted as points,  $P = 59$ , and for a test area  $A_T$  within the circle equal to 0.5 mm<sup>2</sup>,  $P_A = 59/0.5 = 118$  mm<sup>-2</sup>. A count of the grains in Fig. 2(a) gives a value of  $N = 30.5$  (counting border grains intercepted by the circular perimeter as one-half a grain each). Thus,  $N_A = 30.5/0.5 = 61$  mm<sup>-2</sup>.

When counting objects or points within an area, care must be taken that none are overlooked or counted twice. An open square grid superimposed over the photomicrograph, or microstructure, is used frequently to ensure accurate counting. Figure 3 gives an example of the use of a simple grain count, in plotting elongation and tensile strength as functions of the

Table 1. Principal Symbols and Combined Notations

Symbols	Combined Notations
$P$ = Number of points	$P_L = P/L_T$
$L$ = Length of lines, in mm	$L_A = L/A_T$
$A$ = Area of flat surfaces, in sq mm	$A_A = A/A_T$
$S$ = Area of curved surfaces, in sq mm	$S_V = S/V_T$
$V$ = Volume of three-dimensional features, in cu mm	$N_V = N/V_T$
$N$ = Number of objects	

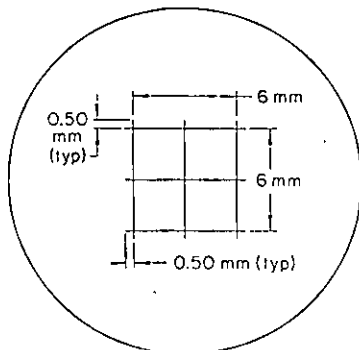
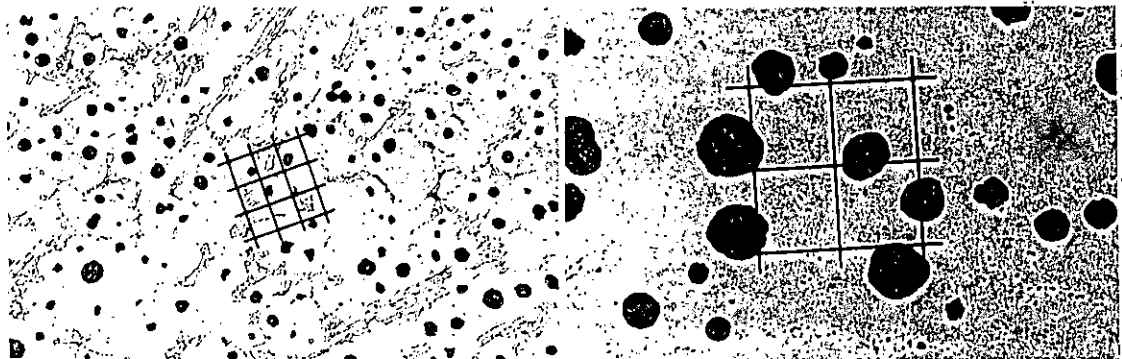


Fig. 1. Typical point-count grid. Micrographs 2903, 2904 (right) show applications. (Ref 3)



2% nital  
2903, 2904

100X 2% nital, lightly etched  
Application of point-count grids, such as the one shown in Fig. 1 (left), to graphite nodules in the ferrite matrix of two specimens of grade 60-45-12 ductile iron  
140X



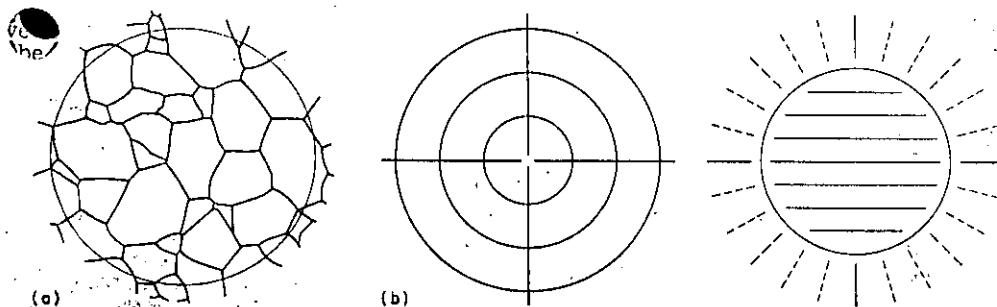


Fig. 2. (a) Grain-boundary traces in a typical single-phase alloy (Ref 4). (b) Circular (left) and parallel (right) linear test grids for  $P_n$  counts (Ref 5); both types of grids may be used for measuring random structures like that shown in (a); the grid at right is applicable to oriented structures such as the one shown in micrograph 2905.



Etchant and magnification not reported  
2905 Elongated grain-boundary traces in extruded molybdenum; typical of oriented structures measured with the grid at the right in Fig. 2(b)

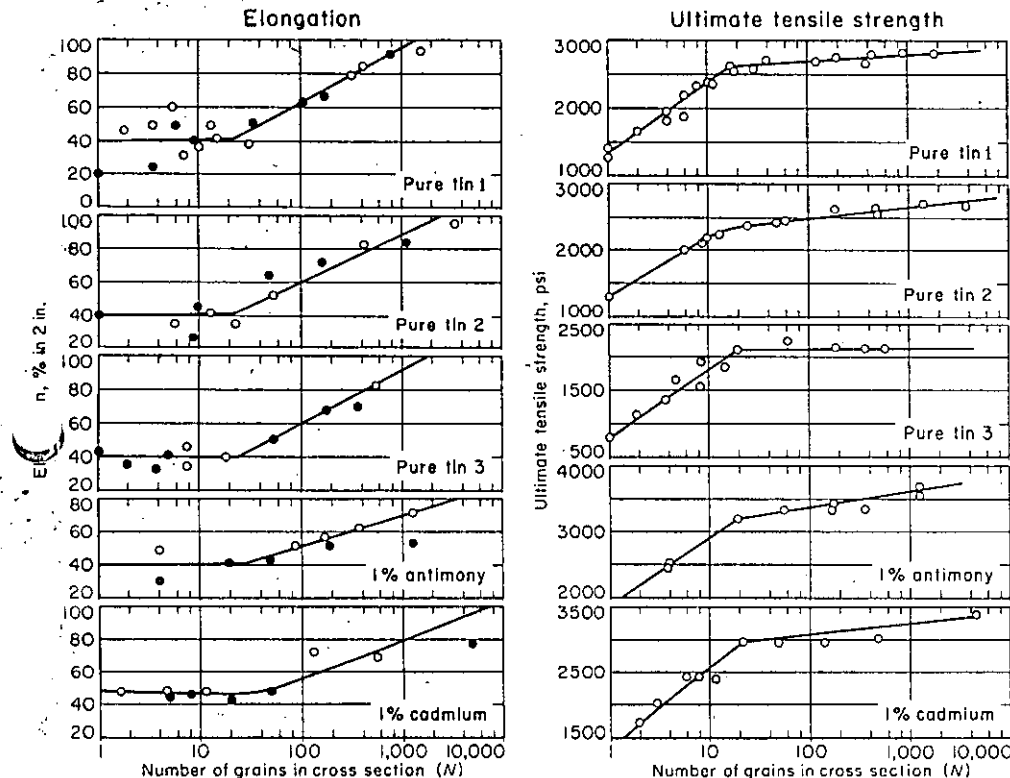


Fig. 3. Effect of number of grains ( $N$ ) in cross sections of tin and tin alloy specimens on elongation and ultimate tensile strength (Ref 6)

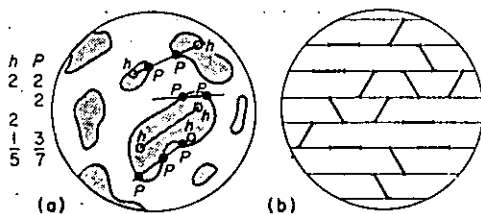


Fig. 4. (a) Chalkley method for determining the surface-to-volume ratio of discrete particles. (b) A grid for combined point and intersection count. (Ref 8)

number of grains,  $N$ , in the cross sections of the specimens (Ref 6).

Two procedures that employ combined measurements are described below. The older method was proposed by Chalkley (Ref 7) in order to obtain the surface-to-volume ratio of discrete particles. The particles are embedded in a suitable material and then sectioned. In principle, short test lines of length  $l$  are thrown randomly in the microstructure, as shown in Fig. 4(a). Two types of points are counted: points

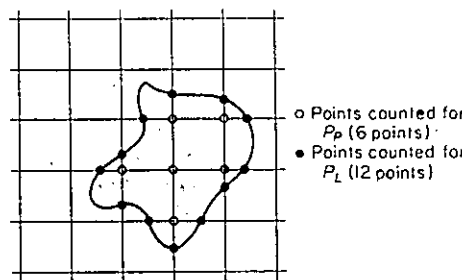


Fig. 5. Superimposed square grid used in the Saltykov method for determining the surface-to-volume ratio of discrete particles.  $P_r$  represents a point count and  $P_l$  represents an intersection count. (Ref 10)

of intersection with the boundaries,  $P$ , and the end points that hit within the second-phase areas,  $h$ . For particles of  $\alpha$ -phase, Chalkley's equation is:

$$S_n/V_n = 4P/hl \quad (\text{Eq 1})$$

In this form of the equation, the mean particle surface area,  $S_n$ , is referred to the mean particle volume,  $V_n$ ,

and not to an arbitrary test volume. Figure 4(a) illustrates various counting possibilities, which, for a test line  $l = 0.02$  mm, gives  $S_n/V_n = (4 \times 7)/(5 \times 0.02) = 280 \text{ mm}^{-1}$ . Figure 4(b) reproduces an excellent grid for these combined measurements (Ref 8).

Saltykov (Ref 9) also proposed a combined method for obtaining the  $S/V$  ratio of discrete particles. Both a point count,  $P_r$ , and an intersection count,  $P_l$ , are made simultaneously by means of a superimposed square grid (Ref 10) as depicted in Fig. 5. His equation for individual, isolated particles is:

$$\frac{S_n}{V_n} = \frac{2P_l}{P_r} \quad (\text{Eq 2})$$

or for a system of particles in a matrix, his equation is:

$$\frac{(S/V)_n}{(V/V)_n} = \frac{2P_l}{P_r} \quad (\text{Eq 3})$$

Let us assume that the numbers shown for the individual particles in Fig. 5 represent average values obtained after several random placements of the grid, and that the total un magnified grid length is 1 mm; then  $S/V = (2 \times 12)/(6/36) = 144 \text{ mm}^{-1}$ .

### Basic Equations

The basic equations for points, lines, surfaces and volumes in a microstructure are well known, and are documented in numerous publications (Ref 1, 3, 9, 11, 12, 13). Consequently, deriva-

Table 2. Relationship of Measured (O) and Calculated (□) Quantities (Dimensions arbitrarily expressed in millimeters)

Microstructural feature	Dimensions of symbols			
	mm <sup>0</sup>	mm <sup>-1</sup>	mm <sup>-2</sup>	mm <sup>-3</sup>
Points	$P_r$	$P_l$	$P_A$	$P_V$
Lines	$L_L$	$L_A$	$L_V$	
Surfaces	$A_A$	$S_V$		
Volumes	$V_V$			

### Basic Equations

$$V_V = A_A = L_L = P_r \quad (\text{mm}^0) \quad (\text{Eq 4})$$

$$S_V = (4/\pi)L_A = 2P_l \quad (\text{mm}^{-1}) \quad (\text{Eq 5})$$

$$L_V = 2P_A \quad (\text{mm}^{-2}) \quad (\text{Eq 6})$$

$$P_V = \frac{1}{2}L_V S_V = 2P_A P_l \quad (\text{mm}^{-3}) \quad (\text{Eq 7})$$



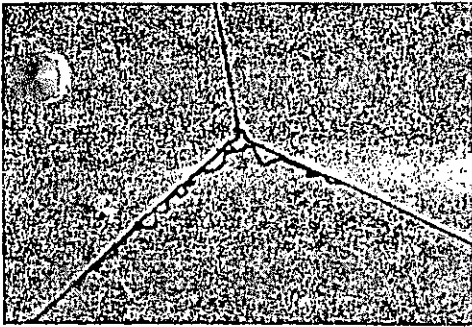
U.S. DEPARTMENT OF JUSTICE  
FEDERAL BUREAU OF INVESTIGATION

WASHINGTON, D. C. 20535

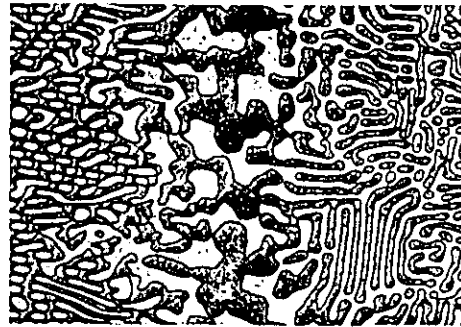
DATE: \_\_\_\_\_

BY: \_\_\_\_\_

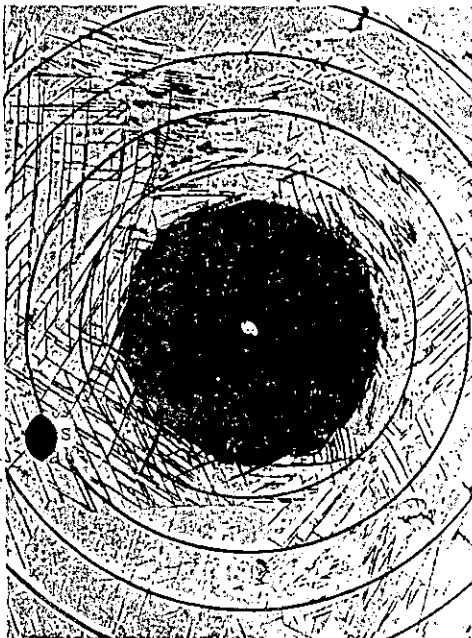
TITLE: \_\_\_\_\_



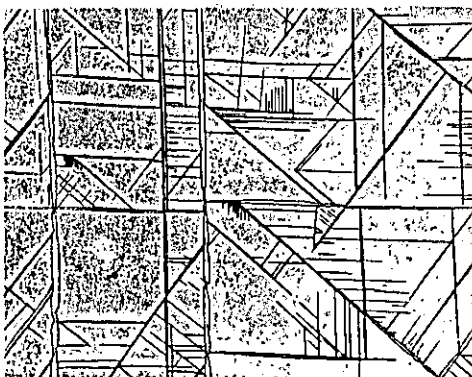
Nital 1000X  
2910 Particles of  $Fe_3C$  nucleating at grain boundaries of secondary-recrystallized 3.25% silicon steel strip



Etchant and magnification not reported  
2911 Interfaces between phases in a reversible-matrix, aluminum-copper eutectic alloy



Etchant and magnification not reported  
2912 Circular grid superimposed on a micrograph, showing twinning around a hardness impression in as-cast Mo-12.5% Os alloy (Ref 17). See Fig. 9.



Etchant and magnification not reported  
2913 Twinned structure in a lightly etched Mo-35Re single crystal

linear, such as the thin twins in micrograph 2912 (Ref 17). Here, in a  $P_L$  traverse, we would only count one for each twin intersected. By means of the circular grid around the hardness impression, curves of  $L_A$  versus strain can be calculated, as shown in Fig. 9 (Ref

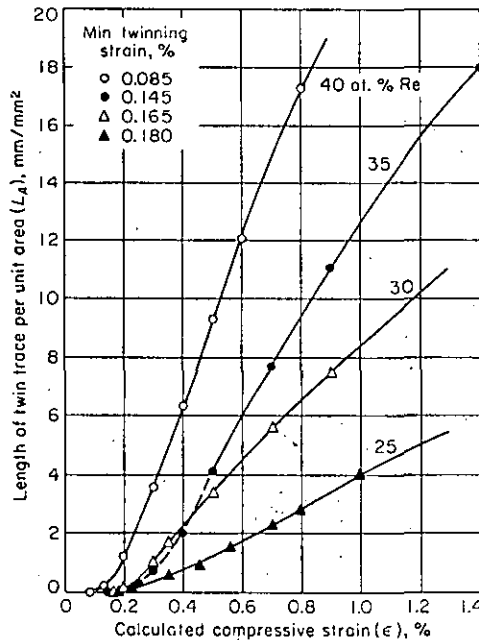
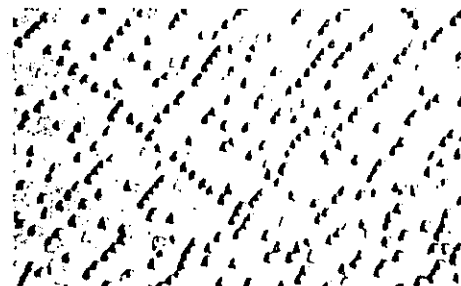


Fig. 9. Application of data obtained with the aid of circular grids around hardness impressions to calculation of compressive strain in cast chromium-base alloys containing various amounts of rhenium (Ref 18)



Etchant and magnification not reported  
2914 Etch pits due to dislocation lines in copper (Ref 19)

18). For other twins, however, we might need to know the total twin-matrix interface length. We would then count the interfaces on each side of the twinned regions separately, as in micrograph 2913, and would count two each time the twin was intersected by the test line.

In Eq 6, for line length per unit volume ( $L_V = 2P_A$ ), the number of points counted are those in the test area that

are caused by the intersections of the test plane with the linear elements of the microstructure. Equation 6 usually requires only one test plane for linear elements that are randomly oriented in space. However, randomness in the microstructure is not essential to Eq 6, since we can ensure random sampling by selecting random orientations of the plane of polish.

Typical examples of linear elements in microstructures are dislocation lines, the grain edges where three adjacent grains come in contact, needlelike precipitate particles, and slag or oxide stringers. Micrograph 2914 shows dislocation etch pits (Ref 19), which are counted ( $P_A$ ) to get the dislocation density ( $L_V$ ). Figure 2(a) and micrograph 2906 represent single-phase materials with the grain edges revealed at the junctions of grain-boundary traces. These triple points are counted ( $P_A$ ) to obtain the length of grain-boundary edges ( $L_V$ ). In micrograph 2915, we see elongated, essentially linear, nonmetallic inclusions that can also be analyzed according to Eq 6.

As a basic quantity,  $P_V$  pertains to point elements per unit volume of the alloy. Unfortunately, such elements cannot be detected readily unless they have some finite size, or unless transmission electron microscopy is employed. For very small particles, the problem may actually be one of determining  $N_V$ , the number of particles per unit volume. In Eq 7,  $P_V$  pertains to a special case, where the points are generated by the intersections of superimposed systems of lines and surfaces. Here, measurements of  $P_A$  and  $P_L$  yield the specified quantity  $P_V$ .

### Oriented Structures

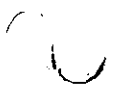
Although the basic equations (Eq 4 to 7) apply to any kind of microstructure, special equations are available for special types of microstructures (Ref 1). For example, we frequently encounter oriented systems of lines or surfaces and may wish to determine the directional characteristics, in addition to the mean values. In such cases, random sections are not employed, but transverse or longitudinal sections, or both, are used instead.

Next, we discuss systems of oriented lines in a two-dimensional plane, systems of oriented lines in three-dimensional space, and systems of oriented surfaces in three-dimensional space. The oriented systems can also be described as completely oriented systems (in which all elements are parallel) or as partially oriented systems (in which both random and oriented elements occur). In both cases, however, there are clearly defined, recognizable orientation directions; in fact, there can be several orientation systems in the same microstructure, each with its own orientation direction or plane.

Examples of systems of oriented lines in a plane are afforded by twin traces in the plane of polish (micrograph 2913), dislocation lines in the surface of a silicon crystal (micrograph 2916), and the grain-boundary traces in extruded molybdenum (micrograph 2905).

There are three applicable equations for these partially oriented systems of

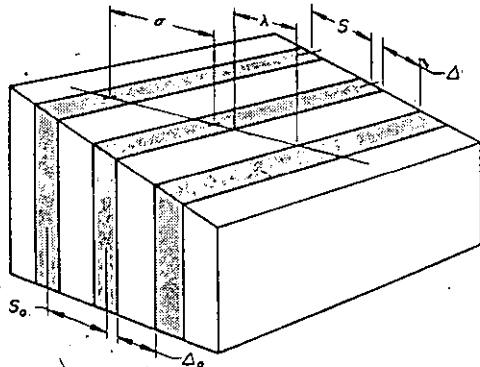
*[The page contains extremely faint and illegible text, likely bleed-through from the reverse side of the document. The text is scattered across the page and cannot be transcribed.]*



where  $N_L$  is the number of alternate lamellae intersected per unit length of Jom test lines. The true spacing can then be found according to the following equation, which has been confirmed experimentally:

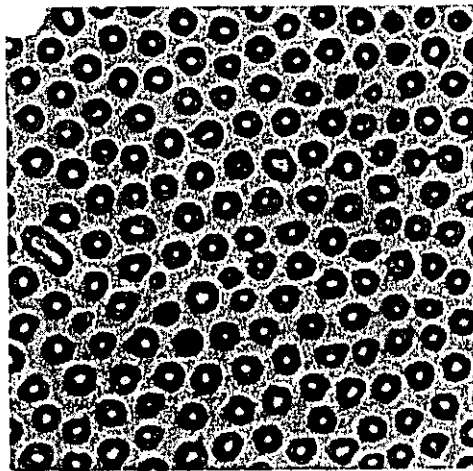
$$S_o = \sigma/2 \quad (\text{Eq 13})$$

Figure 11 illustrates schematically three types of spacings and three types of distances (Ref 29). Spacings are es-



Center-to-center spacings  $S_o$  True spacing  
 Edge-to-edge distances  $\Delta_o$  True free distance  
 $S$  Apparent spacing  $\Delta$  Apparent free distance  
 $\sigma$  Intercept spacing  $\lambda$  Intercept free distance

Fig. 11. Schematic presentation of three types of spacings and three types of distances in a lamellar structure (Ref 29)



Etchant and magnification not reported  
 2918 Transverse section through parallel rods in a unidirectionally solidified Mg-32Al eutectic alloy. Growth rate was  $1.5 \times 10^{-3}$  cm/sec, and temperature gradient was 37 C/cm. (Ref 22)

entially center-to-center lengths; distances are edge-to-edge lengths. The interlamellar distances are related to the spacings through the linear intercept ratio,  $L_L$ , as in:

$$\lambda = (L_L) \sigma \quad (\text{Eq 14})$$

or by the mean intercept length,  $L_3$ , as in the following equation:

$$L_3 = \sigma - \lambda \quad (\text{Eq 15})$$

The subscript 3 refers to the fact that this is a three-dimensional parameter. Finally, we note that:

$$S_V = \frac{4}{\sigma} \quad (\text{Eq 16})$$

where  $S_V$  is the lamellar interface area per unit volume.

### Grain Size

Grain sizes, or diameters, have been determined by many methods. Because the grains normally found in alloys have irregular shapes, the definition of a diameter is usually arbitrary. In fact, only for a sphere is a diameter an unambiguous concept.

Fortunately, there is a quantitative length parameter of great generality that gives a unique, assumption-free value for any granular, space-filling structure, regardless of grain shape, size, or position. This "diameter" is the mean intercept length  $L_3$  obtained from simple  $L_2$  intercept measurements on the plane-of polish. For many random

planes, of course, the averaged  $L_2$  values become the true, three-dimensional  $L_3$  parameter.

For space-filling grains, the mean intercept length is defined as:

$$L_3 = \frac{1}{N_L} = \frac{L_T}{PM} \quad (\text{Eq 17})$$

where  $N_L$  has been described above. In essence,  $L_3$  equals the total test-line length,  $L_T$ , divided by the magnification,  $M$ , and the number of grain-boundary intersections,  $P$  ( $P$  equals  $N$  for space-filling grains).

When  $L_3$  is expressed in millimeters, it gives the same value as the intercept (or Heyn) procedure described in ASTM specification E112-63, "Standard Methods for Estimating the Average Grain Size of Metals". This specification also gives the basis for the ASTM grain-size number  $N$ , which is defined by the equation:

$$N = (\log n/\log 2) + 1.0000 \quad (\text{Eq 18})$$

where  $n$  is the number of grains per square inch at  $100\times$  ( $n$  is equal to  $N_A$  in the notation of this article). Normally, to obtain the ASTM grain-size number, a minimum of at least 50 grains in each of three areas must be counted, the number per square inch must be determined, and this value must be converted to the equivalent one at  $100\times$ . Then, substitution in Eq 18, or recourse to tables, gives ASTM  $N$ .

Hilliard has devised a particularly quick and useful method (Ref 30) for determining an equivalent ASTM  $N$  by means of the  $P_L$  count. He provides two circular test figures of known lengths, as depicted in Fig. 12 (not shown to size). The test circles can be reproduced on plastic sheet (for analyzing photomicrographs) or placed on the ground glass screen of a metallograph. The best method is to use the test circle as a reticle in the focusing eyepiece of a bench microscope.

The operator selects one of the circles and a magnification for his specimen that will result in more than six intersections per application of the circle, on the average. For equiaxed grains that do not vary much in size, the circle is applied to the microstructure until about 35 intersections are obtained. This number will ensure that a standard deviation of 0.3 units in  $G$ , the equivalent grain-size number, is obtained.

To calculate  $G$ , we use Hilliard's equation, which can be written as:

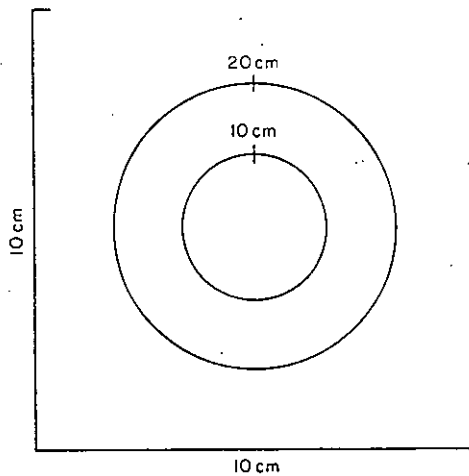
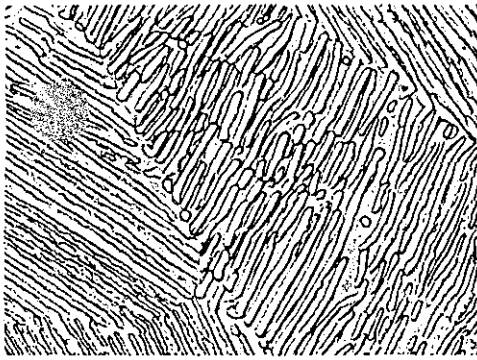


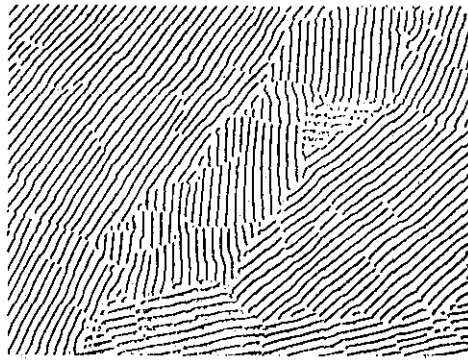
Fig. 12. Hilliard's circular test figures for measurement of grain size. The size of the circles indicated here is suitable for the ground-glass screen of a metallograph.



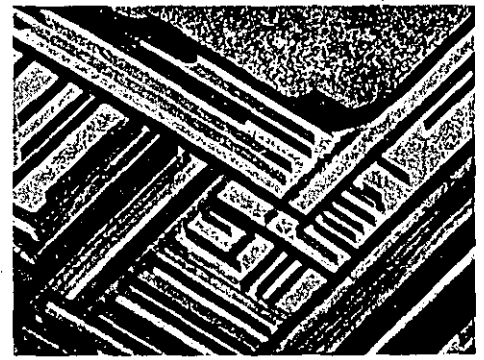
Etchants and magnifications not reported  
 2919, 2920, 2921 Oriented dislocation arrays in thin foils. Micrograph 2919 (left): copper (Ref 23); micrograph 2920 (center): iron (Ref 24); micrograph 2921 (right): Armco iron (Ref 25).



2922 Picral 2000x  
2922 Replica electron micrograph showing lamellar pearlite in a 1090 hot rolled steel bar



2923 Etchant and magnification not reported  
2923 Lamellae in a unidirectionally solidified aluminum-copper eutectic alloy (Ref 26)



2924 Thin-foil specimen; magnification not reported  
2924 Thin-foil transmission electron micrograph showing lamellar precipitate in Fe-30Ni-6Ti alloy (Ref 27)

$$G = -10.00 - 6.64 \log L_3 \quad (\text{cm}) \quad (\text{Eq 19})$$

with:  $L_3 = \frac{L_T}{PM}$  (Eq 20)

Here  $P$  is the total number of grain-boundary intersections made by a test circle laid down several times to give a total length,  $L_T$  (in cm), on a field viewed at any magnification,  $M$ . To demonstrate the operation of Eq 19, suppose that a 10-cm circle is applied four times to a microstructure at 250x, giving a total of 36 intersections.  $G$  then equals  $-10 - 6.64 \log [40/(36 \times 250)]$  or 5.6. Thus, the equivalent grain-size number is obtained directly, quickly and with maximum efficiency, since no intersections are counted than those required to ensure the desired accuracy. A nomograph (Ref 30) for the graphical solution of Eq 19 is reproduced in Fig. 13.

### Particle Relationships

Many of the relationships pertaining to particulate structures apply with equal validity to second-phase regions, voids, and boundary precipitates. One of the more important of the general relationships involves the mean free distance,  $\lambda$ , which is the mean edge-to-edge distance, along random straight lines, between all possible pairs of particles (Ref 31). For  $\alpha$ -phase particles, the mean free distance is:

$$\lambda = \frac{1 - (V_V)_\alpha}{N_L} \quad (\text{Eq 21})$$

where  $(V_V)_\alpha$  is the volume fraction of the  $\alpha$ -particles and  $N_L$  is the number of particle interceptions per unit length of test line. Equation 21 is valid regardless of size, shape, or distribution of the particles and represents a truly three-dimensional interparticle distance. This parameter is of great importance in studies of strength and other mechanical properties and has been used in several different ways, as indicated in Fig. 14 and 15.

There are other types of interparticle distance and spacing parameters, such as the mean particle spacing,  $\sigma$ , which is essentially the mean particle center-to-center length. The defining equation for mean particle spacing is simply:

$$\sigma = \frac{1}{N_L} \quad (\text{Eq 12a})$$

where  $N_L$  is the number of particle interceptions per unit length of random test lines. The parameter  $\sigma$  is characterized by the great ease with which it can be measured, since only a simple particle interception count is needed. It is also related to  $\lambda$  through the mean intercept length,  $L_3$ , by the equation:

$$\lambda = \sigma - (L_3)_\alpha \quad (\text{Eq 22})$$

where  $(L_3)_\alpha$  for particles of  $\alpha$ -phase is defined by  $(L_3)_\alpha = (L_L)_\alpha / N_L$ . This is a completely general and assumption-free expression, valid for particles of any size or configuration.

The mean particle intercept length,  $(L_3)_\alpha$ , is a companion term to  $\lambda$ , in that  $\lambda$  is the mean matrix intercept distance and  $(L_3)_\alpha$  is the mean particle intercept distance. They are related through the expression for a two-phase or particulate structure of  $\alpha$ -phase by:

$$\lambda = (L_3)_\alpha \left[ \frac{1 - (V_V)_\alpha}{(V_V)_\alpha} \right] \quad (\text{Eq 23})$$

where  $\lambda$  is the mean free distance between particles that have a volume fraction  $(V_V)_\alpha$  and mean intercept length  $(L_3)_\alpha$ . Equation 23 has been

used to verify the value of volume fraction in a two-phase alloy, such as in micrograph 2925. Size and configuration of the dark second phase can be varied readily by heat treatment, but the volume fraction remains relatively constant. Thus, the (constant) volume fraction obtained from the slope of the curve for  $\lambda$  versus  $(L_3)_\alpha$  (73.2 vol %) corresponds well with the volume fractions determined by point counting (73.5 vol %) and from chemical analysis (71.4 vol %).

It should be noted that the mean intercept lengths for space-filling grains and for particles are related through the general expression:

$$L_3 = \frac{L_L}{N_L} \quad (\text{Eq 24})$$

In single-phase alloys,  $L_L$  (or  $V_V$ ) = 1, and Eq 17 is obtained. Otherwise, for two-phase or particulate alloys,  $L_L$  (or  $V_V$ ) has a value less than one and Eq 24 is used. Also,  $2N_L = P_L$  applies for particulate systems, whereas  $N_L = P_L$  applies for the single-phase alloys.

An example of the application of the mean intercept lengths is seen in the well-known relation:

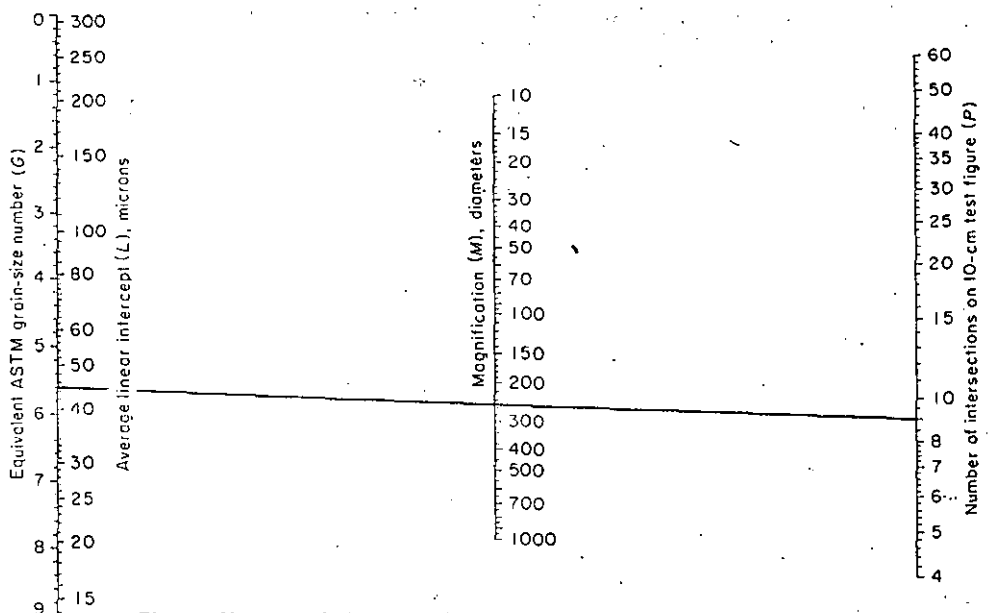


Fig. 13. Nomograph for obtaining ASTM grain-size numbers (Ref 30)

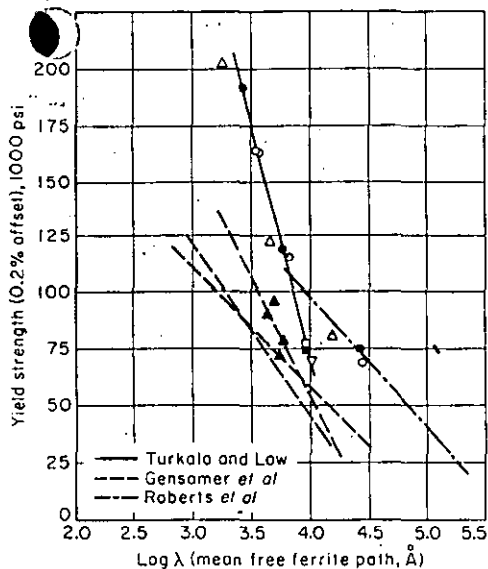


Fig. 14. Yield strength of steels as a function of the mean free distance between cementite particles (Ref 32)

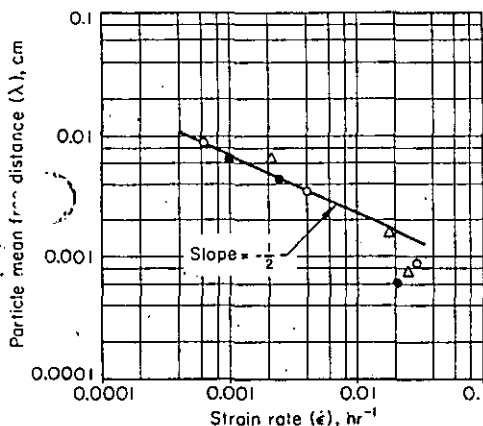


Fig. 15. Strain rate of copper-aluminum dispersion alloys as a function of mean free distance between particles (Ref 33)

$$R = \frac{4r}{3V_v} \quad (\text{Eq 25})$$

where  $R$  is the grain radius and  $r$  is the particle radius. Experimentally,  $L_2$  and  $(L_3)_s$  were obtained and used for the grain diameter and particle diameter, respectively, with the results shown in Fig. 16 (Ref 34). The agreement between calculated and measured grain sizes is considered good.

From the foregoing discussion of grain and particle characteristics, it can be seen that there are many points of similarity in their geometrical properties. On the plane of polish, the grain boundaries and particle interphase traces are both measured by  $L_A$  or  $L_p$  (the perimeter length); the intercept distances for both grains and particles are expressed by  $L_2$  or  $L_3$ ; and the surface area per particle or grain,  $S/V_v$ , the surface area per unit volume of specimen,  $S_v$ , apply equally to both volume elements.

However, there is one distinctive difference between grains and particles. Since the grains are space filling, all grain boundaries are shared by two contiguous grain faces. Particles, on the other hand, do not usually occupy 100% of the alloy; thus, sharing of

particle boundaries does not occur as much. To emphasize these differences, Table 3 (Ref 35) summarizes the pertinent equations for planar figures, both area-filling and separated, and Table 4 (Ref 36) does the same for grains and particles. In general, the quantities in the second and third columns of each table are double those in the first column, except for the  $P_L$  measurements.

The parameters defined in Tables 3 and 4 apply equally to interpenetrating two-phase structures and to simple particulate systems. In one study, a series of Be-Al alloys (similar to alloy shown in micrograph 2925) was investigated for possible correlations between microstructure and mechanical properties. Mechanical properties correlated well with such microstructural quantities as  $\lambda$ ,  $L_3$ ,  $L_A$ , and  $V_v$ . However, in order to assess the effects of heat treatment, a new parameter was devised to take into account the gradual smoothing of interphase boundaries at higher temperatures. This new parameter was called the "complexity index" (CI) and is defined by:

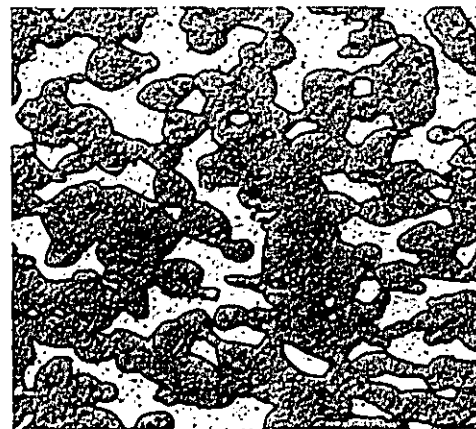
$$CI = \frac{L_p}{(A)_{Al}} \quad (\text{Eq 26})$$

in which  $L_p$ , the mean perimeter length of aluminum islands, is equal to  $L_A/(N_A)_{Al}$ , and  $(A)_{Al}$ , the mean area of aluminum islands, is equal to  $(A_A)_{Al}/(N_A)_{Al}$ . Thus, for the complex, jagged interphase traces,  $L_p$  (and CI) is large; while for smooth, rounded phase areas,  $L_p$  (and CI) is small. The effect of dividing by  $(A)_{Al}$  is to normalize  $L_p$  in terms of the island size. Note that this is not a dimensionless parameter, but has dimensions of reciprocal length.

When the complexity index is plotted against elastic modulus, yield strength, hardness, or elongation, satisfactory correlations of the experimental data are obtained. The most striking results are found with the elastic modulus and yield strength of extruded alloys, with and without annealing; typical curves are shown in Fig. 17 (Ref 37) for alloys of three compositions. As a result of this type of curve, patent claims were made for alloys with complexity indexes between 1 and 5 per micron. Out of 18 claims in this patent (U.S. Patent No. 3,337,334), seven were based on complexity index and other quantitative microstructural parameters.

### Particle-Size Distributions

Several methods are available for obtaining the spatial size distribution of spheres from the size distribution of their planar sections. Procedures are also available for convex particles of arbitrary shape (Ref 38), ellipsoids (Ref 39), pentagonal dodecahedrons (Ref 40), a statistical grain shape (Ref 41), and the spacings in lamellar structures (Ref 42). Although the equations for the simpler particles are capable of statistically exact solutions, this is not the case for size distributions of real particles with irregular shapes. Consequently, assumptions are required, with a corresponding loss in the accuracy of the results.



Etchant and magnification not reported  
2925 Interpenetrating two-phase beryllium-aluminum alloy

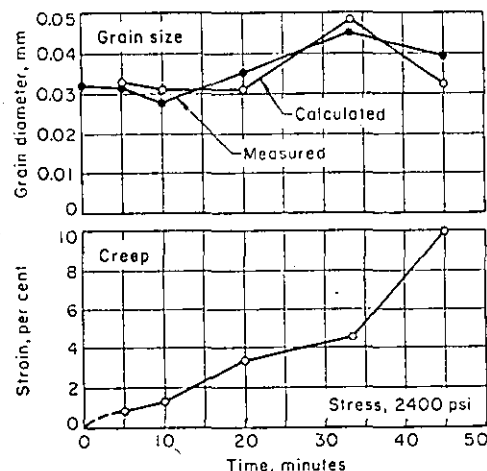
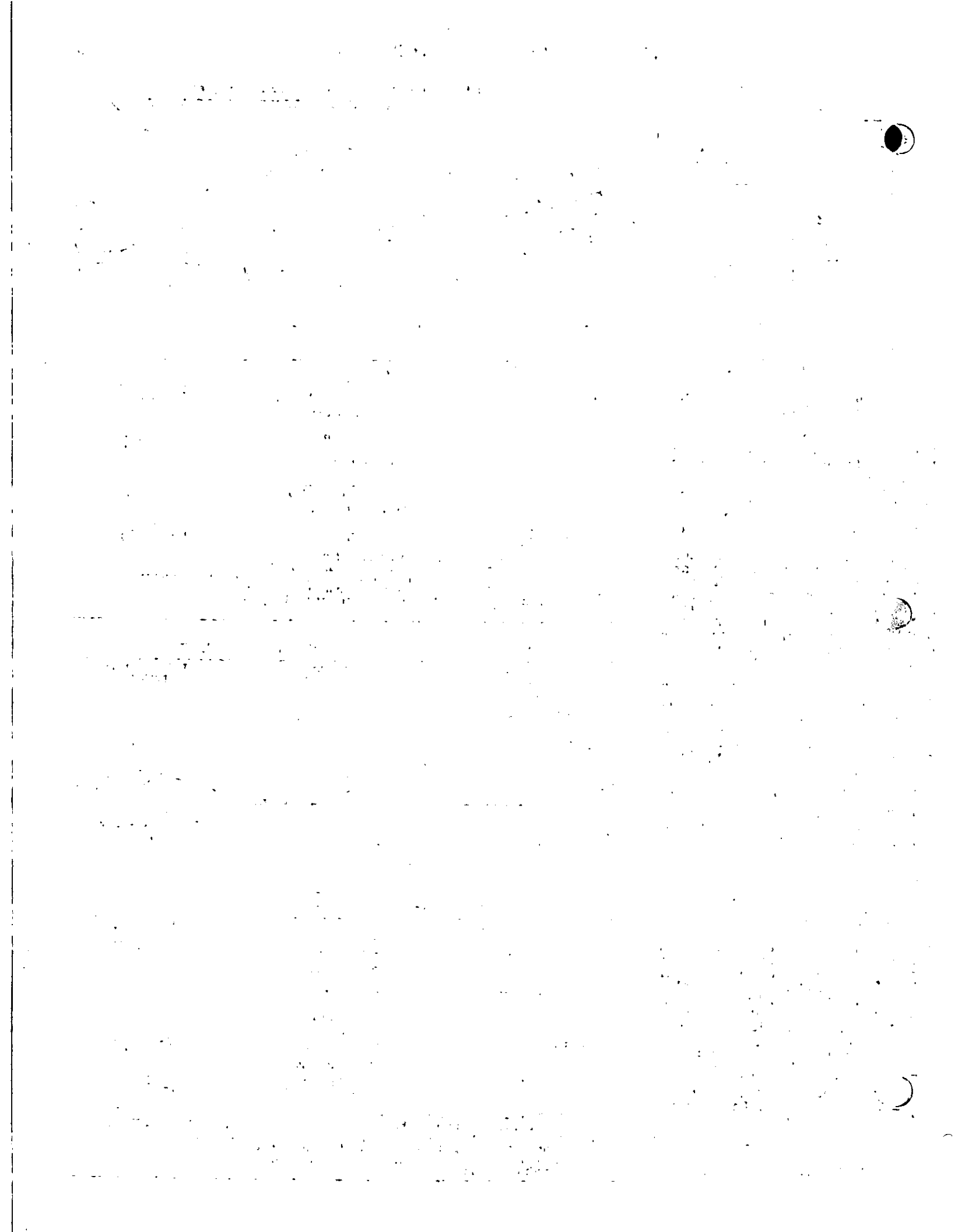


Fig. 16. Comparison of measured and calculated grain size in creep specimens of particulate Al-Cu alloys (Ref 34)

The three main types of measurements made on planar sections are the section diameters, section areas, or section chords. These are depicted schematically in Fig. 18 (Ref 43). From the resulting two-dimensional size distribution, we can calculate the true spatial size distribution of particles or of grains.

Frequently, however, we do not need the size-distribution curve in order to characterize a microstructure. In fact, in order to relate the size distribution to some material property, numerical parameters are required instead of a curve. Generally, all we need to represent a size-distribution curve is the mean diameter,  $\bar{D}$ , the standard deviation,  $\sigma(D)$ , and the total number of particles per unit volume,  $N_v$ . These parameters can be obtained from the analysis of the particle-size distribution or, in some cases, directly from the appropriate experimental data.

A comparison is made in Table 5 of selected methods for obtaining the spatial size distribution of systems of particles with specific shapes. Methods that deal with nonspherical particles are noted, as are those that employ nonanalytical solutions. Two methods, characterized by unusual simplicity, are given by Saltykov (Ref 38) and Bockstiegel (Ref 44). We will discuss briefly





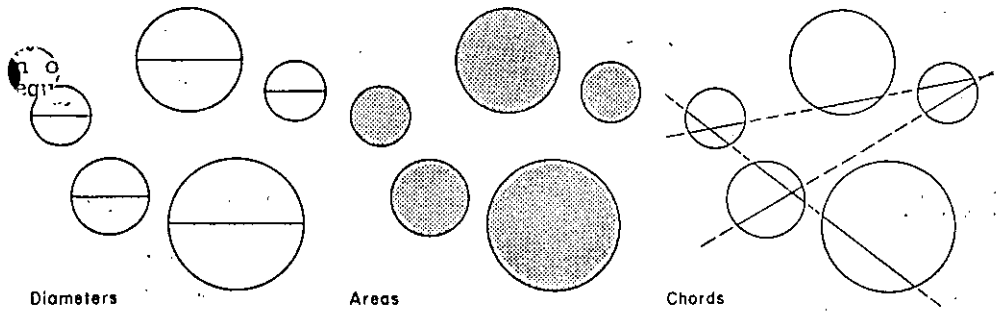


Fig. 18. Schematic presentation of three main types of measurements (diameters, areas and chords) made on planar sections (Ref 43)

Table 5. Comparison of Methods for Obtaining Size Distribution of Particles With Specific Shapes

Method	Particle shape	Characteristics of method(s)	Remarks
<b>Diameters</b>			
DeHoff	Ellipsoids	T, I	Uses axial ratios; shape factors obtained from curves. Based on ingot iron grains.
Schell and Wurst	Statistical grain shape	T, S	
Schwartz-Saltykov	Sphere	T, I	
Paulus	Pentagonal dodecahedron	T, C, L, S	Method based on $d/d_{max}$ distribution curve.
<b>Areas</b>			
Saltykov	Spheres, convex particles	WE, I, L	Method based on $A/A_{max}$ distribution curve.
<b>Chords</b>			
Lord and Willis	Sphere	G, I	
Cahn and Fullman	Lamellar structures	G, I	Slopes taken from experimental distribution curve.
Bockstiegel	Sphere	WE, I, L	No coefficients required in simplified version.

T = table of coefficients required; G = graphical method of solution; WE = only working station needed; C = curve comparison method available; I = independent calculation of each class interval; S = sequential calculations required; and L = logarithmic scale.

Table 6. Limits for Grouped Planar Sections From Spheres

Group No.	Relative section diameter, $d/d_{max}$	Relative section area, $A/A_{max}$
1	1.0000	1.0000 to 0.6310
2	0.7943	0.6310 to 0.3981
3	0.6310	0.3981 to 0.2512
4	0.5012	0.2512 to 0.1585
5	0.3981	0.1585 to 0.1000
6	0.3162	0.1000 to 0.0631
7	0.2512	0.0631 to 0.0398
8	0.1995	0.0398 to 0.0251
9	0.1581	0.0251 to 0.0158
10	0.1259	0.0158 to 0.0100
11	0.1000	0.0100 to 0.0063
12	0.0794	0.0063 to 0.0040

Table 7. Measured Distribution of Ferrite Grain Section Sizes

Class Interval	Range of section diameters, $d_i$ , mm	Relative section area, $A_i/A_{max}$	Sections per $mm^2$ , $(N_A)_i$
1	0.0631 to 0.0501	1.0000 to 0.6310	104
2	0.0501 to 0.0398	0.6310 to 0.3981	161
3	0.0398 to 0.0316	0.3981 to 0.2512	253
4	0.0316 to 0.0251	0.2512 to 0.1585	230
5	0.0251 to 0.0199	0.1585 to 0.1000	138
6	0.0199 to 0.0158	0.1000 to 0.0631	69
$N_A$ , per $mm^2$			955

Table 8. Calculated Distribution of Ferrite Grain Sizes

Class Interval	Diameter of particles, $D_j$ , mm	No. of grains per $mm^2$ , $(N_V)_j$
1	0.0631	2,713
2	0.0501	4,341
3	0.0398	8,313
4	0.0316	7,630
5	0.0251	3,359
6	0.0199	491
$N_V$ , per $mm^2$		26,847

Substituting the experimental data, we obtain:

$$(N_V)_4 = \frac{1}{0.0316} [1.65(230) - 0.456(253) - 0.116(161) - 0.0415(104)] = 7630 \text{ mm}^{-2} \quad (\text{Eq 29})$$

This type of calculation would be performed for all particle sizes, and the total would give  $N_V$ , the total number of particles per unit volume. The complete results from the calculations are summarized in Table 8. It can be seen that this method for calculating  $N_V$  is direct, simple, and eminently useful. Of further interest is the possibility of analyzing systems of convex particles of more complex shape.

We may wish to express the size distribution in terms of the three numerical parameters,  $\bar{D}$ ,  $\sigma(D)$ , and  $N_V$ , instead of the size-distribution curve itself. These values are obtained readily. The mean diameter is expressed by:

$$\bar{D} = \frac{1}{N_V} \sum (N_V)_i D_i \quad (\text{Eq 30})$$

the standard deviation by:

$$\sigma(D) = [\bar{D}^2 - \bar{D}^2]^{1/2} \quad (\text{Eq 31})$$

and the total number of particles per unit volume by:

$$N_V = \sum (N_V)_i \quad (\text{Eq 32})$$

Thus, from the data in Table 8, we obtain  $\bar{D} = 0.0393$  mm,  $\sigma(D) = 0.012$  mm, and  $N_V = 26,847$   $mm^{-2}$ . An alternative

graphical method is to plot the cumulative percentages of  $(N_V)_i$  versus particle diameter on log probability graph paper. If the size distribution conforms to the log normal distribution, as most particle and grain-size distributions do, a straight line will ensue. Then, the values of  $\bar{D}$  and  $\sigma(D)$  can be read directly from the curve —  $\bar{D}$  at a cumulative frequency of 50, and  $\sigma(D)$  either between 84.13 and 50 or between 50 and 15.87.

Another method for obtaining a particle-size distribution is by measurement of the intercept chord-length distribution (Ref 45). From the standpoint of ease of gathering data, the chord methods are quite promising, especially since the advent of electronic scanning devices. Bockstiegel gives an improved derivation of the chord-intercept relationship for spheres (Ref 44). The number of chords per unit length,  $(n_L)_i$ ,  $(n_L)_{i+1}$ , and so on, are obtained experimentally and grouped into suitable class intervals,  $l_{i-1}$  to  $l_i$ ,  $l_i$  to  $l_{i+1}$ , and so on, respectively. To obtain  $(N_V)_{i+1/2}$ , which represents the number of particles per unit volume with diameters between  $l_{i-1/2}$  and  $l_{i+1/2}$ , Bockstiegel's general equation is:

$$(N_V)_{i+1/2} = \frac{4}{\pi} \left[ \frac{(n_L)_i}{l_i^2 - l_{i-1}^2} - \frac{(n_L)_{i+1}}{l_{i+1}^2 - l_i^2} \right] \quad (\text{Eq 33})$$

which is valid for any kind of class-interval divisions. Note that  $N_V$  can be obtained independently for any size group, and that tables of coefficients are not required.

A further simplification of Eq 33 is possible by defining logarithmic class intervals such that  $l_{i+1} = z l_i$ . Putting  $z = \sqrt{2}$  gives  $l_{i+1}^2 = 2 l_i^2$ ,  $l_i^2 = 2 l_{i-1}^2$ , and so on, which, when inserted into Eq 33 gives:

$$(N_V)_{i+1/2} = C \frac{2(n_L)_i - (n_L)_{i+1}}{(2)^i} \quad (\text{Eq 34})$$

where  $C = 4/\pi l_0^2$  and is a constant independent of  $i$ , and  $l_0$  is the upper limit of the lowest class interval. If relative values,  $(N_V)_{i+1/2}/\sum (N_V)_{i+1/2}$ , are desired rather than absolute numbers,  $(N_V)_{i+1/2}$ , constant  $C$  cancels out. Thus, the relative size distribution is obtained directly from the experimental data.

As an example of the application of Eq 33, consider the case for  $i = 4$  if we have the following data:

Group No.	Range of chord lengths, mm	No. of chords per mm, $(N_L)_i$	Diameter of particles, mm
4	0.0075 to 0.0100	19	0.0100
5	0.0100 to 0.0125	13	0.0125

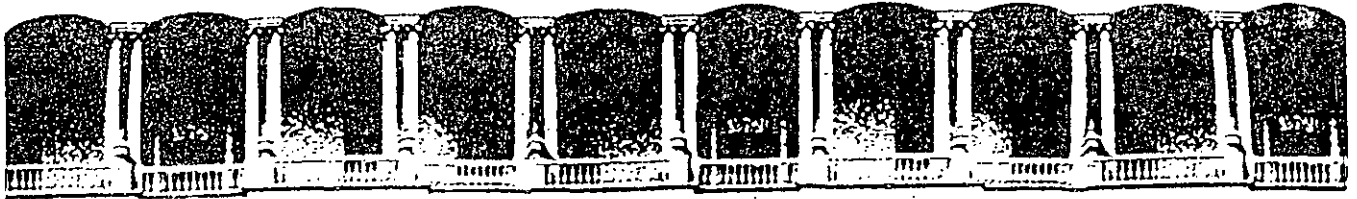
Substitution in Eq 33 gives:

$$(N_V)_{i+1/2} = \frac{4}{\pi} \left[ \frac{19}{(10^2 - 7.5^2) 10^{-6}} - \frac{13}{(12.5^2 - 10^2) 10^{-6}} \right] = \frac{4}{\pi} \left[ \left( \frac{19}{43.75} - \frac{13}{56.25} \right) 10^6 \right] = 259,000 \text{ mm}^{-2}$$

Calculation at  $i = 4$  according to Eq 34 results in:

$$(N_V)_{i+1/2} = C \left[ \frac{(2 \times 19) - 13}{(2)^4} \right] = C \left( \frac{25}{16} \right) = C(1.56)$$





**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.  
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

**CURSOS ABIERTOS**

**1er. CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES**

**MODULO 3: TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES**  
*Del 15 al 19 de junio de 1992.*

**IMAGENES DE DEFECTOS CRISTALINOS POR  
MICROSCOPIA ELECTRONICA**

**DR. GABRIEL TORRES VILLASEÑOR**

**JUNIO - 1992**

## I. DISEÑO BASICO DE UN MICROSCOPIO ELECTRONICO.

El microscopio electrónico es ahora una herramienta mundialmente reconocida como básica para la investigación en metalurgia. La razón de su éxito está en que con este instrumento podemos ver directamente la estructura a nivel de átomos de cualquier sólido. Esto nos permite verificar o descubrir mecanismos para explicar el comportamiento macroscópico de un sólido.

El secreto del poder de un microscopio electrónico está en su "poder de resolución" esto es, en su capacidad para poder resolver dos puntos que estén separados por distancias tan pequeñas como 3 Angstroms (A), en un microscopio óptico convencional este poder es de tan sólo 2000 A.

La resolución depende de la longitud de onda de la radiación que se utilice para iluminar el objeto. Como los electrones tienen una longitud de onda  $10^5$  veces menor que la luz (dependiendo de la energía del electrón) es de suponerse que la resolución será mayor. El diseño básico de un microscopio electrónico es semejante al de un microscopio óptico, con la diferencia de que en vez de lentes de vidrio se utilizan lentes electromagnéticos, es decir, bobinas que producen un campo magnético en su centro. Los electrones al pasar por un campo magnético de este tipo se difractan en la misma forma que un rayo de luz lo hace al pasar por una lente de

vidrio. La figura 1 nos muestra esquemáticamente el microscopio electrónico. El lugar de la fuente luminosa lo toma - el llamado cañón electrónico que consiste en un filamento de tungsteno, el cual emite electrones al ser calentado. Estos electrones son atraídos por una placa con un orificio en el centro y con un potencial positivo. Los electrones atraídos hacia esta placa pasan por el orificio central y son enviados a los diversos "lentes" que componen el microscopio, es decir, un lente condensador que enfoca el haz electrónico en la muestra, un lente objetivo, un intermedio y una proyectora que hace el papel de la lente ocular en el microscopio de luz. Como los  $e^-$  no producen una imagen visible al -

ojo humano, es necesario convertir a luz visible la información del haz electrónico, esto se logra a través de una pantalla fluorescente tal como se hace en las televisiones, así que la observación se hace sobre esta pantalla, sin embargo el haz electrónico si puede imprimir directamente una placa fotográfica, por lo que la fotografía se logra con exposición directa de la placa al haz electrónico: Las aberraciones que sufren las lentes electromagnéticas, son idénticas a las presentadas por las lentes comunes de vidrio, los microscopios modernos tienen dispositivos capaces de minimizar estos defectos que disminuyen el poder de resolución. Como los electrones son detenidos fácilmente por choques con los átomos del

The first part of the document discusses the importance of maintaining accurate records of all transactions. It emphasizes that every entry should be supported by a valid receipt or invoice. This ensures transparency and allows for easy auditing of the accounts.

The second section details the various methods used to collect and analyze financial data. It includes a breakdown of revenue streams, such as sales from different product lines and services. The analysis shows a steady increase in revenue over the period, which is attributed to improved marketing strategies and operational efficiency.

The third part of the report focuses on the management of expenses. It identifies areas where costs have been reduced, such as through renegotiating supplier contracts and optimizing resource allocation. These measures have contributed significantly to the overall profitability of the organization.

The final section provides a summary of the key findings and offers recommendations for future actions. It suggests that continued investment in research and development will be crucial for maintaining a competitive edge in the market. Additionally, strengthening internal controls and improving financial reporting will further enhance the organization's financial health.

Como se notará, estas imágenes provienen de diferencias en espesor o doblamiento local de la muestra. Las franjas debidas al cambio de espesor se originan por la variación de la intensidad transmitida en un cristal perfecto y van a ser observadas normalmente en las orillas de la muestra en donde por efecto del proceso de adelgazamiento usado, se produce una orilla con la geometría de una cuña. La forma de adelgazar las muestras es; sometiendo láminas delgadas de aproximadamente 0.3 mm. de espesor y con forma de disco de 3 mm. de diámetro a un lento desgaste conocido, hasta ver la aparición de un pequeño hoyo en el centro de la muestra. Los contornos del hoyo serán delgados en la orilla y se engrosarán conforme se alejen del centro del hoyo, estas son las partes útiles para observarse en el microscopio electrónico, y son los lugares en donde las franjas de espesor son observadas Figura 2. Las franjas o imágenes que son producidas por un doblamiento, están representadas en la Figura 3 y son originadas al interaccionar dos rayos reflejados en planos situados en orillas opuestas del doblez.

II. 2. IMAGENES DE DEFECTOS CRISTALINOS. Aquí vamos a resumir las características más importantes de las imágenes de los defectos de una red cristalina. Como es sabido la resistencia de un metal depende del tipo de defecto cristalino que

contenga. Así el endurecimiento de deformación es producido por enredos entre dislocaciones, la resistencia mecánica - puede elevarse introduciendo precipitados de un cierto tamaño, el cual puede ser medido, identificado por su patrón de difracción electrónico y determinadas sus relaciones de orientación, toda a través de microscopía electrónica. Las transformaciones de fase como son las martensíticas, han sido caracterizadas a través de microscopía electrónica, identificando en ellas, defectos como fallas de apilamiento, fronteras y maclas. Gracias a estos datos se han podido entender y manejar las propiedades de un metal, lo cual nos permite diseñar nuevas aleaciones para un uso específico.

La imagen de una dislocación, coincide con la imagen que tenemos de una dislocación, es decir, una línea negra que atraviesa el cristal Figura 4, esta imagen está perfectamente de acuerdo a la predicha por la Teoría y además la teoría nos da las herramientas para identificar la dirección de su vector de burgers con experimentos simples de difracción. Cuando un cristal ha sido altamente deformado, su resistencia mecánica se eleva, la microscopía electrónica permitió comprobar que esta elevación se debía a las interacciones entre dislocaciones impidiéndose moverse unos con otros. Figura 5.

Las fallas de apilamiento, o sea la pérdida de la secuen



cia correcta en el apilamiento de las capas cristalinas que forman un cristal son visualizadas en forma de franjas negras y blancas, Figura 6, y se pueden reconocer y distinguir de otro tipo de franjas porque cambian el carácter de sus franjas más externas, así en campo claro son ambas franjas blancas y en campo oscuro una es negra y la otra blanca.

Otro tipo de defecto muy común en los metales son las fronteras. Las fronteras más comunes son las de grano, y estas se distinguen por la gran densidad de dislocaciones Figura 7. Las fronteras de ángulo chico, presentan pocas dislocaciones y además el efecto de franjas de interferencia, Figura 8. Aparte de estas fronteras comunmente conocidas, existen también las fronteras de contrafase, en donde son separadas regiones con diferente tipo de orden, estas fronteras presentan franjas anchas, Figura 9, se pueden distinguir porque sus franjas externas son simétricas en campo claro y simétricas pero de carácter opuesto en campo oscuro. Otro tipo de fronteras caracterizadas recientemente, son las de inversión, su imagen aparece solamente bajo condiciones de difracción muy especiales como son las de campo oscuro con 4 haces actuando al mismo tiempo. La frontera es de franjas pero hay contraste en ambos lados de ella, Figura 10.

Los dominios magnéticos también pueden ser visualizados con técnicas de microscopía electrónica, ellos aparecerán co

mo líneas brillantes o oscuras dependiendo de si el campo magnético va hacia adentro o hacia afuera de la muestra, Figura 11.

Por último, el campo más reciente de la microscopía electrónica es el de la alta resolución, con este método es posible visualizar átomos en el microscopio electrónico y de ahí determinar con más exactitud el arreglo cristalino alrededor de los defectos. La técnica de la alta resolución consiste en utilizar varios haces difractados por la muestra y hacerlos pasar por el diafragma del objetivo, en esta forma ellos interaccionarán con el haz no difractado, produciendo una imagen de alta resolución. La Figura 12 nos muestra una microfotografía de alta resolución en donde los puntos brillantes son imágenes de átomos.

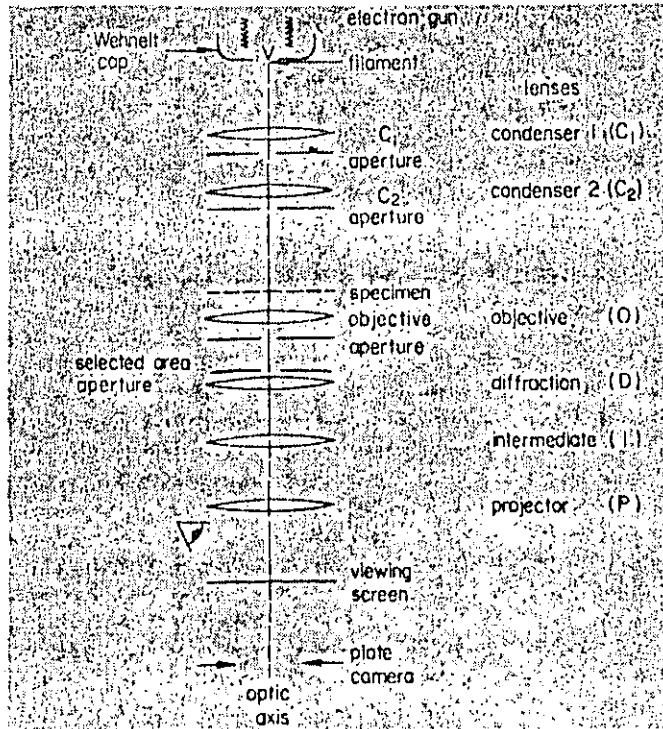


Fig. 1.-

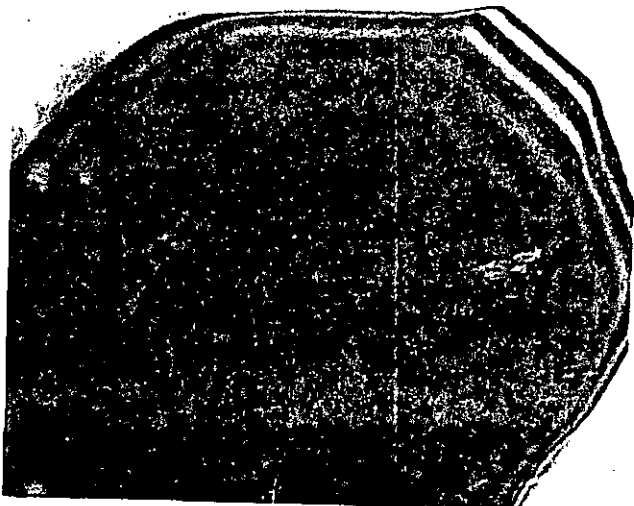


Fig. 2.- Franjas de espesor, producidas por el incremento del grueso de la muestra. 10,000X



Fig. 3.- Contornos de doblamiento en Cu<sub>2</sub>O, 10,000X



Fig. 4.- Imagen de dislocaciones en  $\gamma$  (Cu-Al). 20,000X



Fig. 5.- Marañas de dislocaciones en sulfuro de plomo. 15,000X

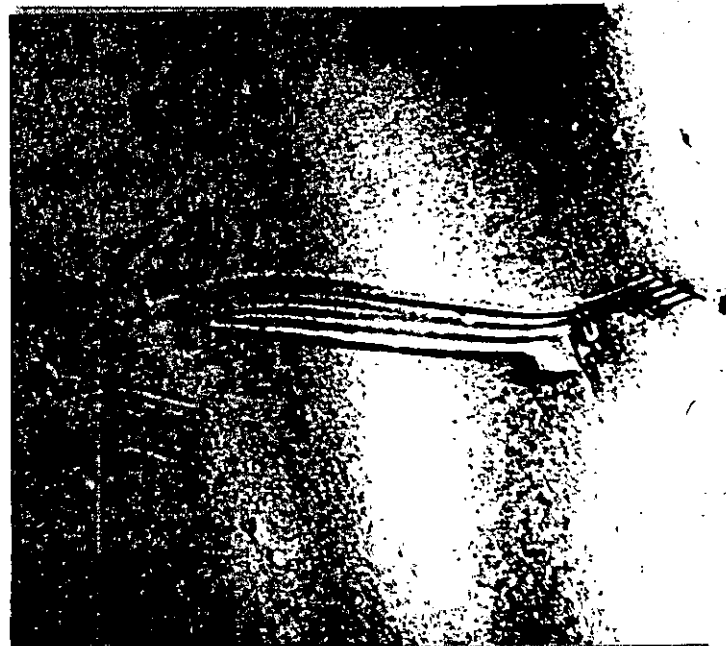


Fig. 6.- Imagen de una falla de apilamiento limitada por dos dislocaciones. Observe que la primera y última franja son brillantes. 25,000X

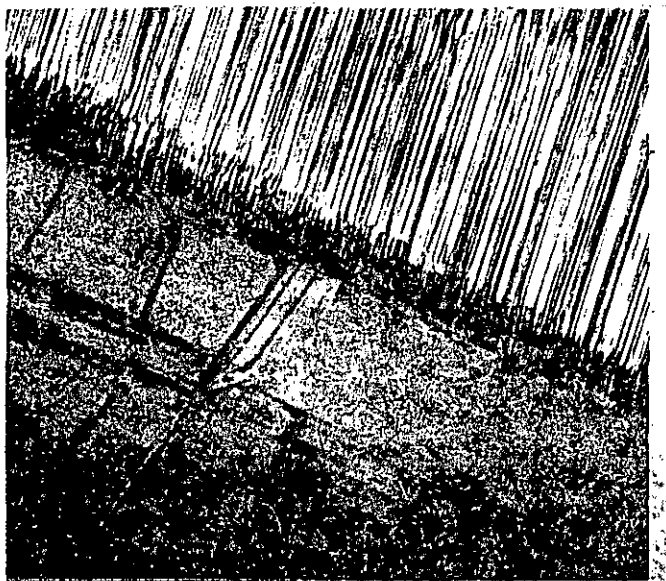


Fig. 7.- Imagen de una frontera de grano, con dislocaciones. 50,000X



Fig. 8.- Imagen de fronteras de grano de ángulo pequeño, las dislocaciones están más especificadas y se observa un patrón de franjas a lo largo de la frontera. 50,000X

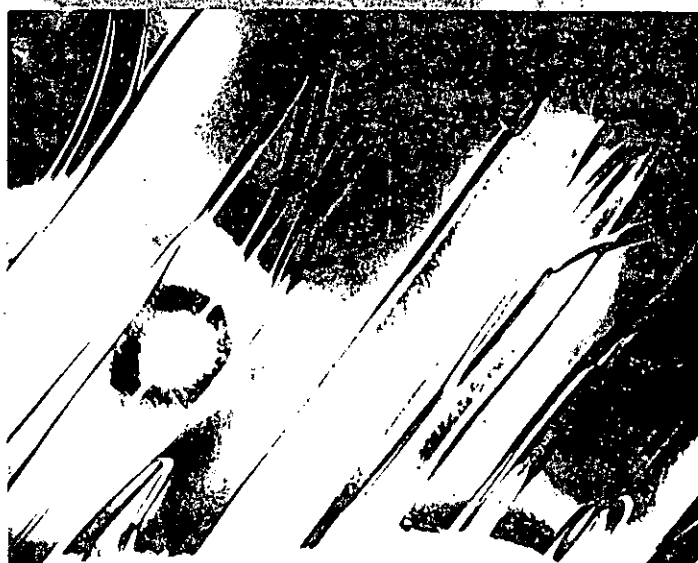


Fig. 9.- Imagen de fronteras de contrafase. La estructura y la orientación es la misma en cada lado de la frontera, solo el ordenamiento es diferente. Aleación  $\beta$  - (Cu-Al) 30,000X

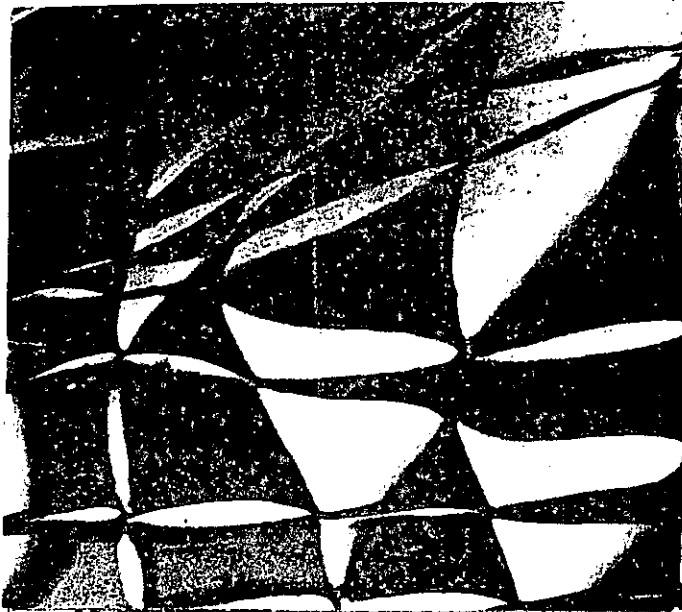


Fig. 10.- Imagen de los dominios de inversión en  $\gamma$ (Cu-Al) Los dominios sólo aparecen en campo oscuro con 4 haces actuando. 30,000X

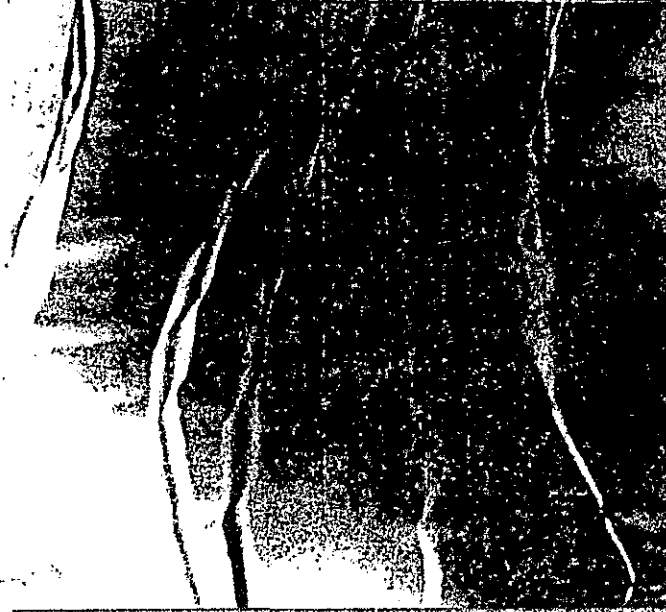


Fig. 11.- Imagen de los dominios magnéticos en Cu-80%Ni, observados por microscopía de Lorentz. 20,000X

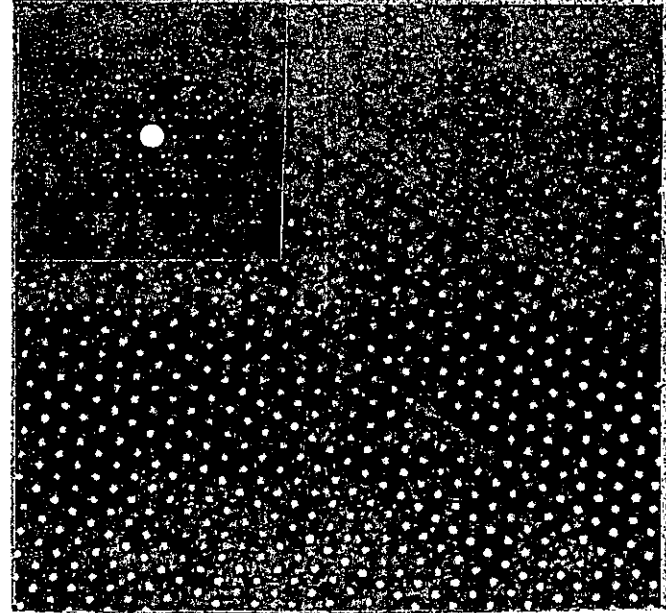
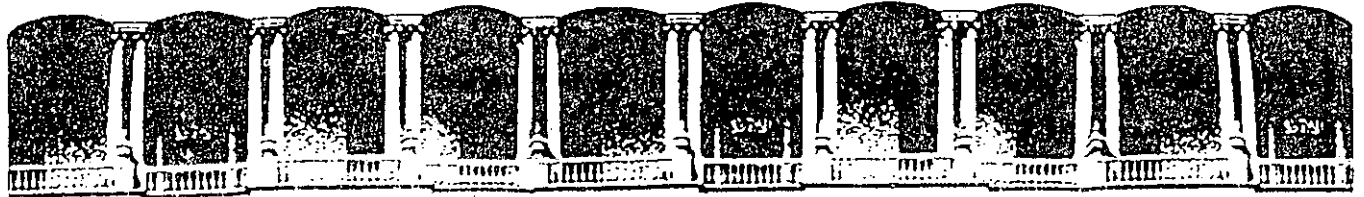


Fig. 12.- Imagen de átomos, obtenidos por resolución directa en  $\gamma$ (Cu-Al). La imagen se obtuvo con los haces mostrados en el patrón de difracción. 1,000,000X



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.  
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

**CURSOS ABIERTOS**

**1er. CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES**

**MODULO 3: TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES**  
*Del 15 al 19 de junio de 1992.*

**"ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS"**

**M.F. PABLO MAURICIO CALVA  
VALDERRABANO**

**JUNIO - 1992**

## 1 INTRODUCCION

La evaluación de materiales utilizando métodos que no afecten sus características es la única forma de asegurar que todos los componentes cumplen con los requerimientos mínimos de calidad necesarios para desarrollar la tarea para la que fueron diseñados, y que dicho objeto puede ser integrado ó reintegrado a servicio.

De acuerdo con los criterios actuales sobre Control Total de Calidad es deseable evaluar todas las piezas que van a prestar servicio, y de esa forma considerar los criterios de la Ingeniería de Evaluación Crítica para determinar la vida residual de los materiales en las condiciones reales de operación.

Las tendencias actuales están basadas en los modelos de Mecánica de Fracturas para determinar si una discontinuidad debe ser considerada "grave" ó no, y la información sobre la posición, dimensiones y geometría de las discontinuidades.

Las técnicas que son capaces de ofrecer la información necesaria para realizar este tipo de evaluaciones se conocen bajo el nombre colectivo de "Pruebas ó Ensayos no Destructivos" y deben cumplir una serie de requisitos para ser definidas como tales, como son:

- 1) ser capaces de detectar la presencia de las propiedades ó características que nos permitan evaluar el material ó pieza bajo estudio. Mientras mayor información obtengamos de ella, mayor será el beneficio.
- 2) el método seleccionado no debe modificar la condición inicial del material; es decir, no debe beneficiar la aparición ó propagación de discontinuidades ó la alteración de alguna de las propiedades del material.
- 3) deben ser, en lo posible, aplicables en la posición, ensamble y ambiente de la pieza con el fin de no interferir en el proceso de manufactura ó ensamble subsecuente; ó incidir en costos de preparación, desmontaje, ensamble, etc.

De esta forma estaremos seguros que nuestro método es lo más confiable y económico posible.



Históricamente [1], los primeros métodos que se utilizaron para verificar la "calidad" de los artículos fueron los acústicos, en los cuales se aplicaba un ligero golpe a las forjas y fundiciones; las características sonoras eran comparadas con las que producían otras piezas. Sin embargo, la confiabilidad de la prueba no era muy alta, ya que permitía aceptar piezas defectuosas y rechazar piezas que si podían haber dado servicio.

Posteriormente, en la elaboración de piezas más precisas, la metrología apareció como un control esencial y ha seguido hasta ahora como el método de control de calidad más utilizado en la industria.

Durante la elaboración de los primeros laminados para la construcción de tanques, vías y viguetas se utilizaba un método que es el precursor de los líquidos penetrantes actuales. En este procedimiento se aplicaba una capa de kerozeno en la superficie de las piezas y, después de una limpieza, se golpeaba la pieza para ver si aparecían nuevas manchas sobre la superficie. En caso afirmativo, estarían relacionadas con fisuras ó porosidad abierta a la superficie.

Posteriormente, los métodos magnéticos fueron descubiertos y aplicados en forma similar a la actual.

No fue sino hasta el primer cuarto de este siglo que los rayos "X" fueron utilizados para la inspección de materiales y más tarde, durante la década de los cuarenta, se utilizó por primera vez el ultrasonido.

## 2 INSPECCION VISUAL

La técnica de inspección visual implica el desarrollo de la habilidad de los inspectores para detectar ó inferir de sus observaciones, desperfectos ó discontinuidades en los materiales ó equipos. [1,2]. La técnica se vale de instrumentos como boroscopios, microscopios, lupas y cámaras de televisión miniatura, que nos permiten aumentar el alcance de nuestros sentidos naturales.

Actualmente se utilizan otras herramientas, como la cámara de detección de radiación infrarroja y los procesos de comparación digital de patrones gráficos, las cámaras miniatura de tv, sistemas laser para dimensionamiento, que han abierto nuevos campos de desarrollo en esta técnica.

Aunque este método es en principio bastante limitado, debe dársele la importancia que merece; de su correcta aplicación depende muchas veces la eficiencia y el éxito de todo el servicio de inspección.

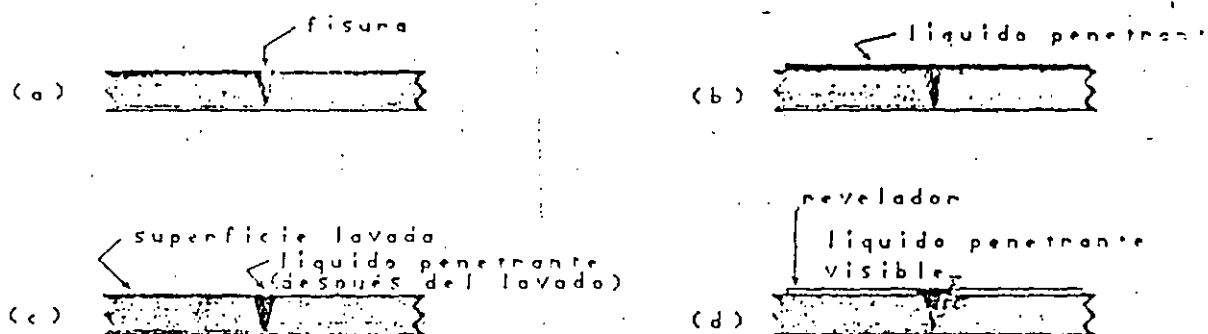
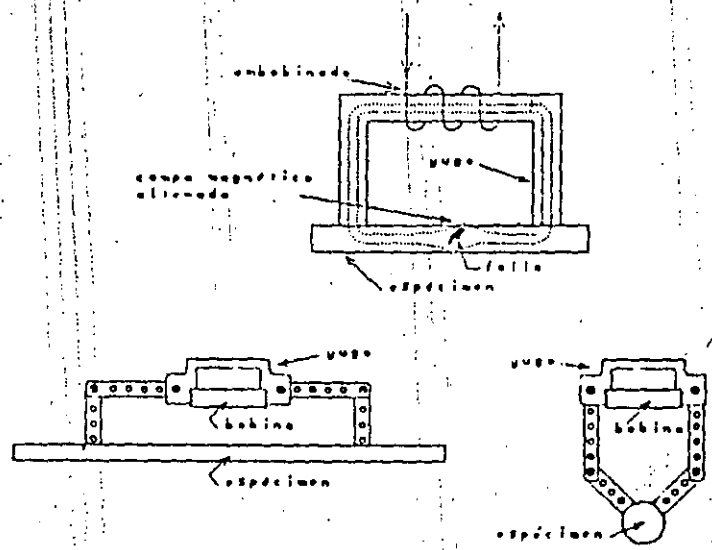


Figura 1. La técnica con Líquidos Penetrantes.  
 La prueba se realiza en 4 pasos:

- a) Limpieza previa
- b) Aplicación de la tinta penetrante
- c) Limpieza de exceso de líquido
- d) Aplicación del revelador.



Yugo para realizar pruebas magnéticas.

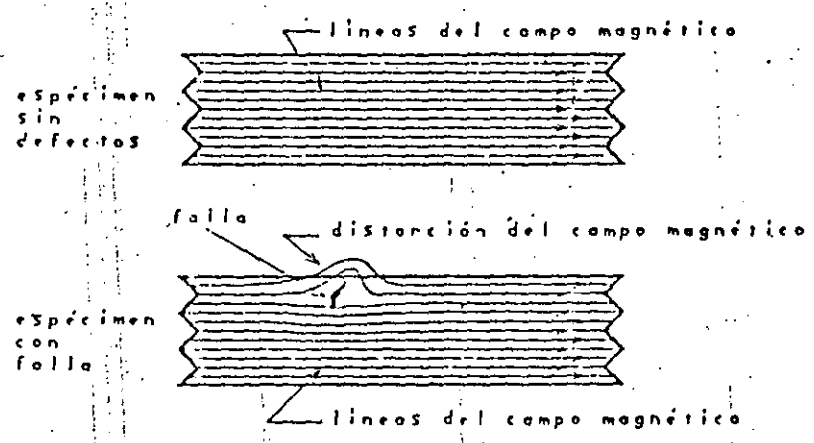


Figura 2. Técnica Magnética de Inspección  
En la parte superior se muestra el uso del Yugo magnético y su principio de operación. En la parte inferior se muestra la distorsión de las líneas de campo magnético en una falla.

La técnica de Partículas Magnéticas se puede aplicar eficientemente sólo en materiales ferromagnéticos que no presenten grandes irregularidades ó suciedad en la superficie, pero en estos materiales permite la evaluación de grandes áreas en un tiempo relativamente corto, lo que lo hace atractivo en inspección de servicio donde se requiere evaluar grandes superficies sin demasiada preparación.

Existe una serie de normas y procedimientos para la aplicación de esta técnica en donde se establecen los criterios de aceptación y rechazo y prácticas específicas de uso.

Al igual que los Líquidos penetrantes, los métodos magnéticos no proporcionan la información adecuada para ser aplicados en los modelos de Ingeniería de Evaluación Crítica.

#### 2.4 CORRIENTES INDUCIDAS

La técnica de evaluación por Corrientes Inducidas, también conocida como Corrientes Eddy, aprovecha los cambios que se producen en una bobina al haber modificaciones del campo magnético generado por corrientes inducidas en un material. [1,2,4].

De esta forma, la técnica es capaz de mostrar cambios en el material de casi cualquier índole; por ejemplo: cambios en la composición química del material, en su microestructura, en la dureza superficial, en las dimensiones físicas, en su posición relativa, en su espesor, y a discontinuidades como fisuras, poros, inclusiones, etc. A pesar de ser el aspecto más atractivo del método, es también la principal de sus limitaciones.

Por ejemplo en la Figura 2, se muestra un tubo de un intercambiador de calor que está siendo inspeccionado con la técnica de Corrientes Inducidas, usando una punta de pruebas que va por su interior. En la parte inferior de la Figura se muestran los resultados obtenidos con esta técnica.

Si generamos una señal de corriente alterna y la hacemos circular por una bobina, ésta producirá el mismo tipo de corrientes en los materiales metálicos que se encuentren cercanos a ella. Dichas corrientes sin embargo, se verán modificadas por casi cualquier propiedad del material, de tal forma que el campo magnético que a su vez estas corrientes inducen, tendrán en lo general Amplitud y Fase distinta a la señal originalmente aplicada.

Esta diferencia de Amplitud y Fase se puede representar en un plano de impedancia con la Resistencia Pura y la Reactancia Inductiva como ejes, en los que es fácilmente observable el cambio en conductividad y en permeabilidad magnética del material.

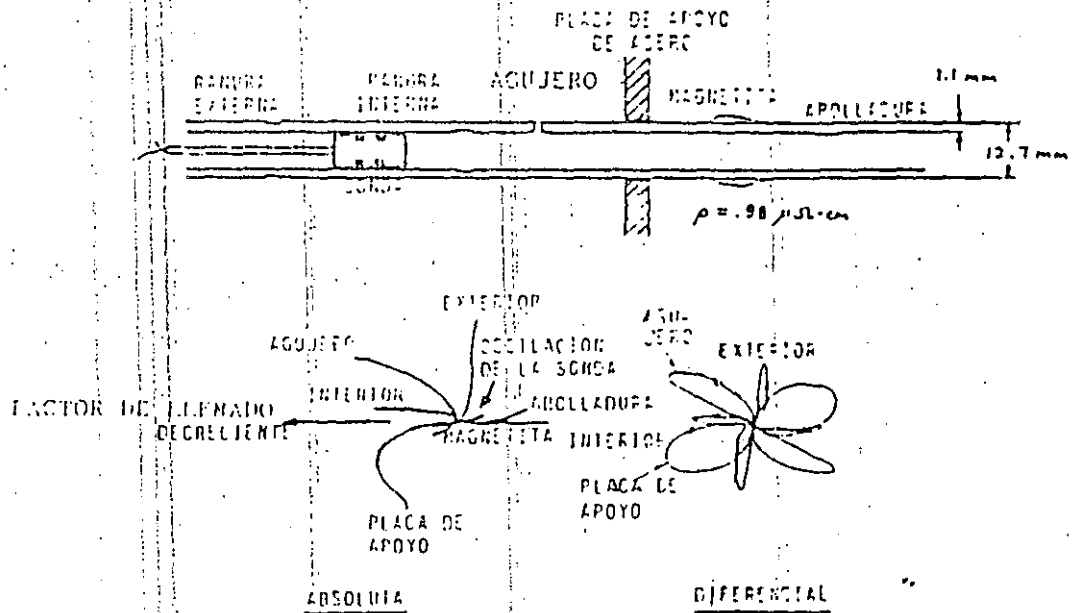


Figura 3. Técnica de Corrientes Inducidas

Se muestra un ejemplo del uso de esta técnica en un tubo de intercambiador de calor. En la parte inferior se muestran los resultados de la prueba usando tanto una punta absoluta como una diferencial.

La información que se despliega en este plano al momento de desplazar la punta de prueba sobre el material, es la que debe ser interpretada para decidir, primero, si existe ó no diferencia en el material y, segundo, cuál es esa diferencia.

Precisamente la gran cantidad de información contenida en ese plano hace casi imposible reconocer los efectos de cada una de las propiedades. Afortunadamente, en la mayoría de los casos, son sólo una ó dos las variables que nos interesan, y podemos considerar que las demás permanecen constantes.

Los diseñadores de procedimientos con corrientes inducidas convencionales, establecen sistemas de medición que permiten medir cambios de corriente muy pequeños en las bobinas.

Las variables del método son también muy limitadas, siendo las más importantes la frecuencia de la prueba y la geometría, propiedades magnéticas y arreglo físico de las bobinas.

Debido a sus características, este método está limitado a materiales metálicos y sólo puede evaluar propiedades superficiales y algunas veces subsuperficiales.

A causa de los efectos de histéresis en materiales con propiedades magnéticas, es necesario aplicar un campo de saturación para poder revelar las características que nos interesan.

Considerando todo lo anterior, podemos concluir, que si bien este procedimiento de inspección permite la identificación de una gran cantidad de propiedades de los materiales metálicos, requiere de análisis básicos y de desarrollo tecnológico para poder utilizarse con mayor eficiencia y confiabilidad.

Las limitaciones de esta técnica residen en su incapacidad para caracterizar completamente una discontinuidad, lo que la hace inoperante en los modelos de evaluación de Vida Residual discutidos en el capítulo anterior.

## 2.6 RADIOGRAFIA

En la técnica radiográfica se aprovecha la capacidad que tiene la radiación de alta energía para atravesar los materiales, y la dependencia la atenuación de la intensidad transmitida con las características del material. Esta información es detectada normalmente en películas sensibles a la radiación ó en otros casos por dispositivos de estado sólido que realizan esta captura. [1,2,3,4,8,13].

Por lo general, se utilizan equipos generadores de rayos "X" con energías de 100 Kev hasta varios MeV con corrientes de algunos miliamperes ó fuentes radioactivas como cobalto 60, iridio 192 ó cesio 137. En el caso de acero con equipos convencionales solo es posible inspeccionar espesores meno-

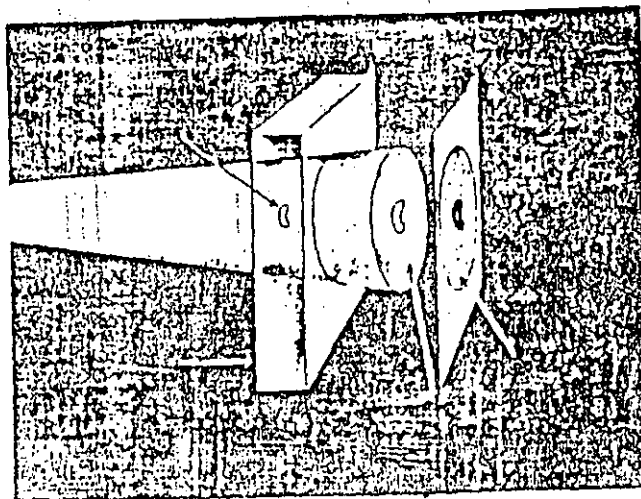


Figura 4. Formación de la Imagen Radiográfica  
El Haz de radiación atraviesa el material, en caso de existir alguna discontinuidad habrá una modificación en la atenuación de la intensidad transmitida, lo que provoca la formación de la imagen en una película sensible a esta radiación.

La técnica de emisión acústica obtiene información del material ó de su comportamiento mecánico aprovechando la ocurrencia "natural" de formas de energía elástica, que es liberada durante la operación normal del equipo, ó durante la aplicación de ensayos que pretenden reproducir esas condiciones.

Es importante hacer notar que se requiere una selección precisa de los parámetros de prueba, con el fin de que nuestro método nos deje observar aquél ó aquellas indicaciones ó detalles en los que estamos interesados, sin interferir con otros que nos dificultan ó entorpecen la evaluación.

Las técnicas de emisión acústica están orientadas al monitoreo de secciones críticas donde un cambio en la cantidad, frecuencia ó forma de las señales liberadas está relacionado con alguna imperfección en la que estemos interesados. En general, los equipos están formados por uno ó varios transductores, un amplificador y un sistema de captura, proceso y presentación gráfica.

Por lo general se selecciona la banda de frecuencia y se hace un estudio del número de "eventos" acústicos que ocurren durante un determinado período de tiempo. Un análisis estadístico de este comportamiento permite correlacionarlo con situaciones específicas en nuestro material ó equipo bajo prueba.

En el estudio de materiales compuestos, detección de propagación de grietas ó monitoreo de eventos de falla, ha demostrado ser un procedimiento valioso, pero que, requiere de un gran cuidado para hacer la calibración y establecer los criterios de alarma y conteo, así como para determinar algunos detalles finos del evento ocurrido.

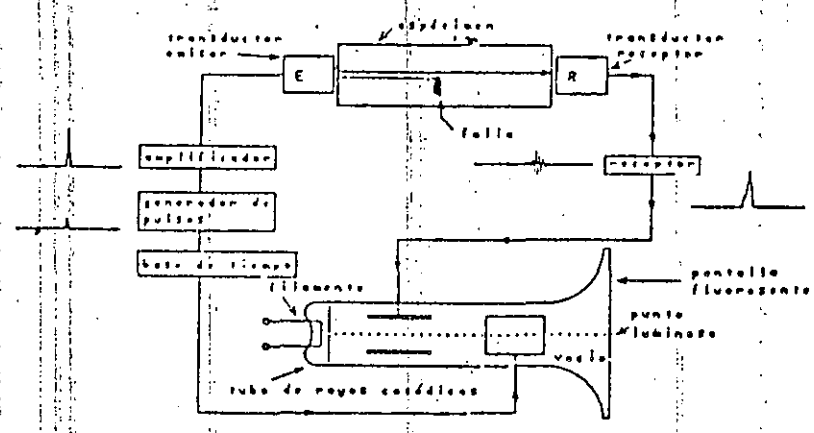
Los niveles de confiabilidad que se pueden alcanzar con esta prueba no son todavía muy altos, quizá se requiere mayor cuidado en el análisis de las señales y mejores métodos de correlación y discriminación con los eventos reales.

En el caso de la prueba ultrasónica se requiere de una fuente externa de energía acústica que al interactuar con el material, nos permite reconocer la condición interna en la que se encuentra.

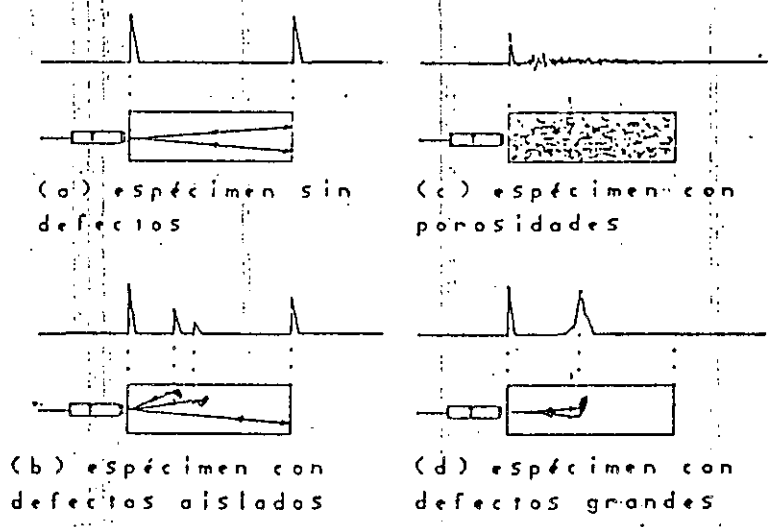
En la técnica ultrasónica se utiliza generalmente uno ó varios transductores piezoeléctricos que son excitados para generar y recibir señales acústicas de alta frecuencia, generalmente de orden de 1 a 15 MHz; y un sistema de amplificación y despliegue en un pantalla de rayos catódicos de la información en coordenadas de tiempo-vs-amplitud. Al interactuar la señal incidente con el material, es capaz de revelarnos algunas de sus propiedades.

En este método se puede aprovechar tanto la capacidad de transmisión como de reflexión del sonido, que a su vez dependen completamente de un factor conocido como "impedancia acústica" que, de hecho, representa la proporción de energía transmitida y reflejada en las interfases. Por otra parte,





Equipo convencional de ultrasonido.



Método de pulso - eco.

Figura 5. Evaluación Ultrasonica de Materiales  
 En la parte superior se muestra el diagrama de bloques del equipo convencional. En la parte inferior se muestran algunos resultados obtenidos con el Método úlso-eco en diferentes condiciones.

pueden aprovecharse también los efectos dispersivos que ocurren en el interior, y las propiedades ondulatorias como difracción ó interferencia. Debemos recordar que la señal ultrasónica convencional es fuertemente monocromática y "coherente", lo que puede ayudarnos a explotar sus capacidades.

En la técnica convencional, se envía un "paquete" acústico muy corto que viaja en el interior, y cuando refleja en alguna interface, puede ser detectado y puede evaluarse el tiempo que ha empleado en realizar su viaje. Considerando la velocidad de propagación del sonido como una constante, se puede determinar la "profundidad" a la que ocurrió el efecto. A esta presentación se le conoce como "presentación tipo A". (ver Figura 5).

Como veremos posteriormente en los sólidos se pueden encontrar 2 modos naturales de vibración en el volumen llamados "longitudinal" y "transversal", que tienen que ver con la forma en la que se mueven las partículas del material con respecto a la dirección de propagación del haz, y que poseen diferentes velocidades de propagación y por lo tanto diferente longitud de onda para una misma frecuencia. Además, existe un modo de vibración superficial conocido como ondas tipo Rayleigh y otro conocido como tipo Lamb que se presentan en las láminas.

Además, las características de conversión de modo de vibración durante la reflexión y la refracción, producen condiciones muy peculiares a esta prueba; generalmente, estas señales convertidas interfieren con la interpretación de los resultados, siendo mas grave en piezas con geometría no regular.

La técnica ultrasónica tiene dos modalidades: la de contacto y la de inmersión, que dependen de como se haga el acoplamiento acústico entre el transductor y la pieza a evaluar, aunque ofreciendo la segunda mejores resultados siempre ha estado limitada a sistemas automáticos de laboratorio, sin embargo ahora se ha estado utilizando en campo una variante denominada acoplamiento por columna de agua.

Dependiendo de la geometría de la pieza, de la microestructura del material, del tipo, orientación y localización de los defectos que se están buscando, es como se definen las variables que intervienen en la prueba.

Las variables más importantes en la técnica convencional son:

- 1.- Frecuencia; la selección de la frecuencia establece un compromiso entre la profundidad de la detección y el tamaño mínimo de defecto detectable. La primera de ellas controlado por los fenómenos dispersivos y la segunda por las limitaciones ondulatorias de resolución. Además afecta también la geometría de dispersión del haz acústico, las dimensiones de la zona muerta de detección, las dimensiones máximas del cristal y, la capacidad mínima de detección en frecuencia del sistema electrónico.

2.- Diámetro y número de cristales; del diámetro depende la geometría del haz dispersado, y las dimensiones de la zona muerta. Además de su elección depende la capacidad de detección del sistema, la velocidad de inspección, y la fragilidad mecánica del transductor. Por otro lado normalmente se usan uno ó dos cristales que efectúan las tareas de transmisión-recepción del sonido.

3.- Modo de vibración y ángulo del eje de propagación; la selección del ángulo de propagación depende fundamentalmente de las consideraciones geométricas, se busca la menor interacción posible de la pieza con la interpretación de los resultados. Normalmente se construyen transductores de onda longitudinal para ángulos de incidencia perpendicular es decir a 0 grados, y transductores que generan ondas transversales en el material, normalmente a 45, 60, 70 grados, e inclusive a 90 grados para generar ondas superficiales.

4.- Acoplante acústico; el acoplante acústico es el medio que se interpone entre el transductor y el material por evaluar. Normalmente por facilidad se escoge "agua" ó "aceites ligeros", sin embargo, su eficiencia como acoplantes es bastante mala debido a las pobres características de impedancia acústica que poseen.

Además de estos cuatro parámetros básicas, existen otra serie de variables que influyen fuertemente el resultado de la prueba y que tienen que ver con el aspecto operativo de la misma. Algunas de ellas son: limpieza de la superficie, distancia y ángulo entre el transductor y la superficie de inspección, calibración del sistema, presencia de una cantidad adecuada de acoplante, etc.

Pero por sobre todas estas variables la de mayor peso y determinación en los resultados de la prueba ultrasónica convencional, es la "capacidad del inspector", para interpretar de manera "confiable" las indicaciones que le aparecen en la pantalla de su equipo.

Esta "limitación humana", es sin lugar a duda la misma limitación de la técnica ultrasónica convencional.

La dependencia de la confiabilidad de la técnica con el inspector es absoluta, y es quizá por esta razón que por muchos años la técnica ultrasónica fue relegada a "ultimo recurso". La "capacitación" del inspector es por lo tanto, muy importante en esta metodología, y es por eso que en todas las normas internacionales de inspección se presta especial atención a ese punto.

En principio la técnica ultrasónica convencional únicamente nos da información sobre la "localización" de los reflectores; es incapaz de determinar las "dimensiones" reales de las discontinuidades y su "geometría".

Considerando todo lo anterior esta metodología convencional no ofrece suficiente información para ser utilizada en los modelos de Ingeniería de Evaluación Crítica; precisamen-

te, veremos como es posible incrementar la capacidad de análisis de nuestro sistema de inspección con tal de que ofrezca la información indispensable.

## 2.7 NUEVAS TENDENCIAS EN LOS METODOS NO DESTRUCTIVOS

A lo largo de todo este capítulo hemos estado mencionado las características más importantes de los métodos de inspección convencional.

La principal dificultad de estas técnicas radica en la falta de "confiabilidad" de los resultados obtenidos; si bien, nos permiten detectar la presencia de discontinuidades siempre es difícil asegurar que no existen más de las detectadas, y que todas las reportadas realmente están ahí.

A excepción de la Radiografía las demás técnicas convencionales no son capaces de ofrecer información sobre las dimensiones reales y la geometría de las discontinuidades lo que las hace inapropiadas para ser utilizadas en los nuevos criterios de evaluación. Mencionaré ahora algunos de las tendencias tecnológicas en las diferentes técnicas que pretenden aumentar la "confiabilidad" y la capacidad de análisis de las pruebas:

En las técnicas de líquidos penetrantes y partículas magnéticas, el desarrollo está orientado a la búsqueda de nuevos materiales; y al uso de sistemas de video para el registro y el procesamiento digital de las imágenes.

En las técnicas radiográficas, el uso de equipos de rayos "X" de alta energía y zonas de enfoque reducida han sido los resultados en los últimos años [8]. Actualmente se están desarrollando detectores de radiación de estado sólido, procesamiento digital de imágenes, y métodos radiográficos de flash. La tendencia parece ser : equipos más poderosos para usarlos con periodos de exposición más corto.

Actualmente gracias a los nuevos recursos de microcomputo y de instrumental, se están estableciendo nuevas tendencias en prácticamente todas las técnicas, principalmente en los métodos Acústicos y los Magnéticos, en los que interviene una señal electrónica.

En especial los METODOS ULTRASONICOS son los que ofrecen una mayor posibilidad de desarrollo y aplicación en la industria, por ejemplo:

Gracias a los nuevos sistemas electrónicos es posible incluir en un equipo portatil una sistema de procesamiento de señales muy sofisticado, [7,9,10,11] de tal forma que es posible resolver casi en tiempo real todas las operaciones para ofrecer al inspector una herramienta de inspección muy poderosa.

El uso de Procesadores Digitales de Señales parece ser

la siguiente alternativa para estos equipos. También se está trabajando en el diseño de transductores piezoeléctricos de banda ancha, transductores electromagnéticos para ultrasonido, dispositivos de enfoque, efectos acústo-ópticos superficiales, y otros muchos temas. [12].

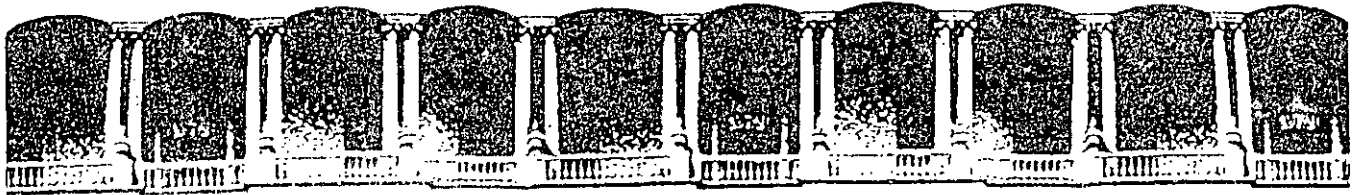
Es en estos momentos, es cuando realmente se puede empezar el desarrollo de las pruebas no destructivas en general y de los METODOS ULTRASONICOS en particular; ya que actualmente se cuenta con las herramientas necesarias, el futuro parece prometedor ya que irá acompañado directamente de los triunfos de la microelétronica, el procesamiento de señales y el desarrollo de nuevos materiales.

En los siguientes capítulos analizaremos con mayor detalle los métodos ultrasónicos de inspección.

## 2.8 BIBLIOGRAFIA

1. American Society for Non Destructive Testing (1977)  
NONDESTRUCTIVE TESTING HANDBOOK  
A.S.N.T. - U.S.A.
2. American Society for Metals (1976)  
METALS HANDBOOK, VOL 11 N.D.E.  
A.S.M. - U.S.A.
3. Gilardoni A. (1981)  
HANDBOOK OF NONDESTRUCTIVE EVALUATION  
Steffanoni Leeco - Italy
4. The Japanese Society for Nondestructive Inspection  
(1983)  
1.- NDT STATUS AND GENERAL PRINCIPLES  
2.- PRESENT STATUS OF APPLICATION OF RADIOGRAPHY  
3.- PRESENT STATUS OF ULTRASONIC TESTING  
4.- GUIDELINE FOR CERTIFICATION SCHEME  
J.S.N.I. - Japan
5. Calva V. Mauricio (1987)  
EVALUACION ULTRASONICA DE MATERIALES  
Reporte IIE/12/2219/I 01/p
6. School of Applied Non-Destructive Testing/ Welding  
Institute  
CONVENTIONAL TECHNICS COURSE  
S.A.N.D.T./ W.I. - U.K.
7. Electrical Power Research Institute (1986)  
DIGITAL TECHNIQUES TO IMPROVE FLAW DETECTION BY UL-  
TRASOUND SYSTEMS  
EPRI NP-4878 - U.S.A.

8. Electrical Power Research Institute (1987)  
IMPROVEMENT OF A PORTABLE HIGH-ENERGY RADIOGRAPHIC  
INSPECTION SYSTEM  
EPRI NP-4848 - U.S.A.
9. Electrical Power Research Institute (1987)  
COMPARATIVE EVALUATION OF ACOUSTIC HOLOGRAPHY  
SYSTEMS  
EPRI NP-5130 - U.S.A.
10. Calva V. Mauricio (1987)  
APOYO PARA EL DESARROLLO DE TECNICAS AVANZADAS DE  
ULTRASONIDO COMPUTARIZADO  
Reporte IIE/12/2219/I 03/F
11. Calva V. Mauricio, Loske M. Achim  
EXAMENES NO DESTRUCTIVOS  
Boletin IIE, Jul-Ago. 1987 pp 139-151.
12. Silk M. G. (1984)  
ULTRASONIC TRANSDUCERS FOR NONDESTRUCTIVE TESTING  
Adam Hilger Ltd. Bristol U.K.
13. Agfa - Gevaert (1980)  
INDUSTRIAL RADIOGRAPHY  
Publ. Agfa Gevaert N.V. 21.7220(181) Belgium :



**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.  
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

**CURSOS ABIERTOS**

**1er. CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES**

**MODULO 3: TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES**  
*Del 15 al 19 de junio de 1992.*

**BASES DEL COMPORTAMIENTO MECANICO  
DE METALES NO-FERROSOS**

**DR. GABRIEL TORRES VILLASEÑOR**

**JUNIO - 1992**

## 1ª PARTE.

---

# DEFORMACION PLASTICA Y RECOCIDO.

En esta parte revisaremos los conceptos asociados a la deformación plástica de los metales, en términos del arreglo atómico que compone la estructura cristalina y los efectos que tiene la aplicación de energía térmica.

### 1-1. Concepto General de Tratamiento Térmico.

Al aplicar energía térmica a un sólido, los átomos que lo componen absorben dicha energía convirtiéndola en energía de vibración. Los átomos que componen la estructura del metal, vibrarán con mayor amplitud y por tal tendrán una mayor probabilidad de escaparse de la posición que ocupan. Los átomos que logran escapar de sus posiciones emigrarán dentro del metal y tendrán la oportunidad de colocarse en nuevas posiciones que den al conjunto un nuevo estado de menor energía y por tal de mayor equilibrio.

Las propiedades de este nuevo estado van a cambiar y por tal podremos decir que tenemos un nuevo material aunque la composición química de nuestro metal se haya mantenido constante, habiendo cambiado únicamente el arreglo de los átomos dentro de nuestro metal.

Los cambios anteriormente descritos, se dan con mas frecuencia en aleaciones que en metales puros. Algunas veces el cambio se origina por movimientos individuales de los átomos (difusión) y en otros casos el cambio se origina por movimientos colectivos de éstos en una dirección privilegiada, dando origen a cambios denominados martensíticos. En el primer caso los cambio o transformaciones requieren tiempo

---



---

para llevarse a cabo. En el segundo caso la transformación se lleva en forma casi instantánea.

De acuerdo a esto, un tratamiento térmico, es la aplicación controlada de energía térmica a un metal para llevarlo hacia un estado, en el cual sus nuevas propiedades son las más deseadas.

Esta clara entonces la necesidad que tenemos de conocer los diversos arreglos de átomos que componen los metales y aleaciones mas comunes, así como los cambios que la energía térmica puede provocar en estos arreglos, con su consecuente cambio de propiedades, tanto mecánicas como físicas, para poder tener un verdadero dominio de las técnicas de los tratamientos térmicos.

### **1-2 Deformación.**

---

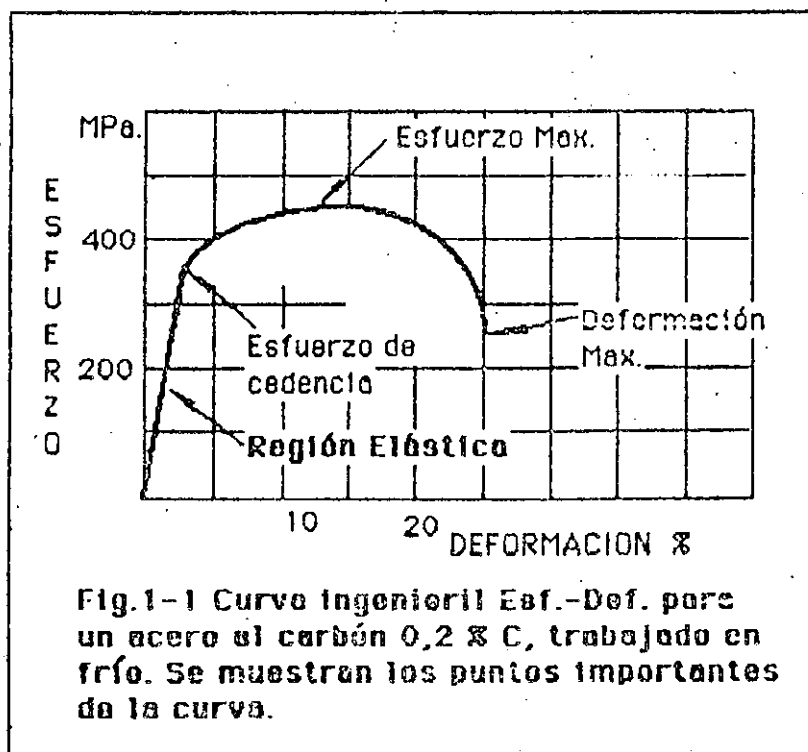
La respuesta de un sólido a la aplicación de una fuerza, es la deformación. La deformación representada por un cambio en las dimensiones del sólido puede ser permanente (plástica) o transitoria (elástica). Estas dos regiones pueden ser muy claramente definidas en una curva esfuerzo ( $\sigma$ ) vs deformación ( $\epsilon$ ), en donde el esfuerzo esta definido como la fuerza aplicada por unidad de área (área inicial) y la deformación como el incremento en longitud entre la longitud inicial. El esfuerzo tiene como unidades los Mega-Pascales (MPa) y la deformación carece de unidades. La figura 1-1 nos muestra una curva típica para un acero al carbón y en ella se muestran el significado del esfuerzo de cedencia, esfuerzo máximo (último), modulo elástico y elongación a la fractura, que son los parámetros que definen las propiedades mecánicas de un material.

En esta curva el esfuerzo es proporcional a la deformación en su porción inicial y después de una cierta carga definida como esfuerzo de cedencia, se inicia la deformación plástica o permanente. En esta región notamos que la carga debe ser incrementada progresivamente para continuar con la deformación del sólido, es decir el material se va endureciendo hasta llegar a un máximo, después del cual la carga aparentemente baja, dando la impresión de que el material se reblandeciera para fracturarse finalmente.

---

La realidad es que al llegar a la carga máxima, el material sufre la formación de una constricción llamada cuello que reduce progresivamente el área de carga del material, requiriéndose cada vez menos carga para deformarlo. Si la gráfica se construyera utilizando el área instantánea ( $A_i$ ) en lugar del área inicial, lo que observaríamos es que la curva sufriría un incremento constante para toda deformación. A este esfuerzo le llamaremos esfuerzo verdadero  $\sigma_v = F/A_i$ . En forma similar, la deformación verdadera se definirá como la integral de la relación entre el incremento en longitud y la longitud instantánea de la muestra:

$$\epsilon = \int_{l_0}^{l_f} \frac{dl}{l} = \ln\left(\frac{l_f}{l_0}\right)$$



Las medidas, de la deformación ingenieril o utilizando la deformación verdadera, dan resultados similares hasta deformaciones cercanas al 5 %, después la diferencia es muy notable. La ventaja de usar la fórmula del esfuerzo verdadero, se puede apreciar en el siguiente ejemplo: Considere un cilindro el cual es estirado al doble. La deformación lineal será  $\epsilon = 2l_0 - l_0/l_0 - 1$  o sea una deformación del 100%. Para lograr la misma deformación en el sentido opuesto, es decir en compresión, el cilindro se debería comprimir hasta llegar a espesor cero. Sin embargo en forma intuitiva esperamos que la deformación en compresión correspondiente al 100% en tensión deba ser de tan solo la mitad de la altura. Si usamos la fórmula de la deformación verdadera encontramos que hay equivalencia en ambos casos. Una extensión del 100% equivale a duplicar la distancia, resultando  $\epsilon = \ln(2l_0/l_0) = \ln 2$ . Para la compresión a la mitad de su altura original  $\epsilon = \ln(l_0/2l_0) = -\ln 2$ . El endurecimiento observado en una curva esfuerzo verdadero vs deformación verdadera, se incrementa continuamente sin observarse nunca una disminución. El endurecimiento producido por la deformación es un fenómeno, conocido desde que la humanidad comenzó a hacer uso de los metales. Sin embargo no pudo explicarlo sino hasta hace unos 50 años, gracias al auxilio que la Cristalografía y la Física del Estado Sólido brindó a la metalurgia sacándola de su estado de arte para pasarla a ciencia. De hecho un metal deformado se encuentra en un nuevo estado energético al cual lo llevamos por medio de energía mecánica y de hecho es un estado metaestable que puede ser eliminado con la aplicación de energía térmica.

Para poder entender qué ha pasado en el metal, después de aplicarle energía mecánica, es necesario recurrir a observar que está pasando en uno solo de los cristales o granos que componen el metal.

Los metales de uso común como son el hierro, el aluminio, el cobre o el cinc, tienen estructuras muy sencillas como son la cúbica o la hexagonal, es decir los átomos que componen el metal están arreglados de tal manera que forman un cubo o un hexágono, Fig.1-2 los cuales a su vez actúan como ladrillos

---

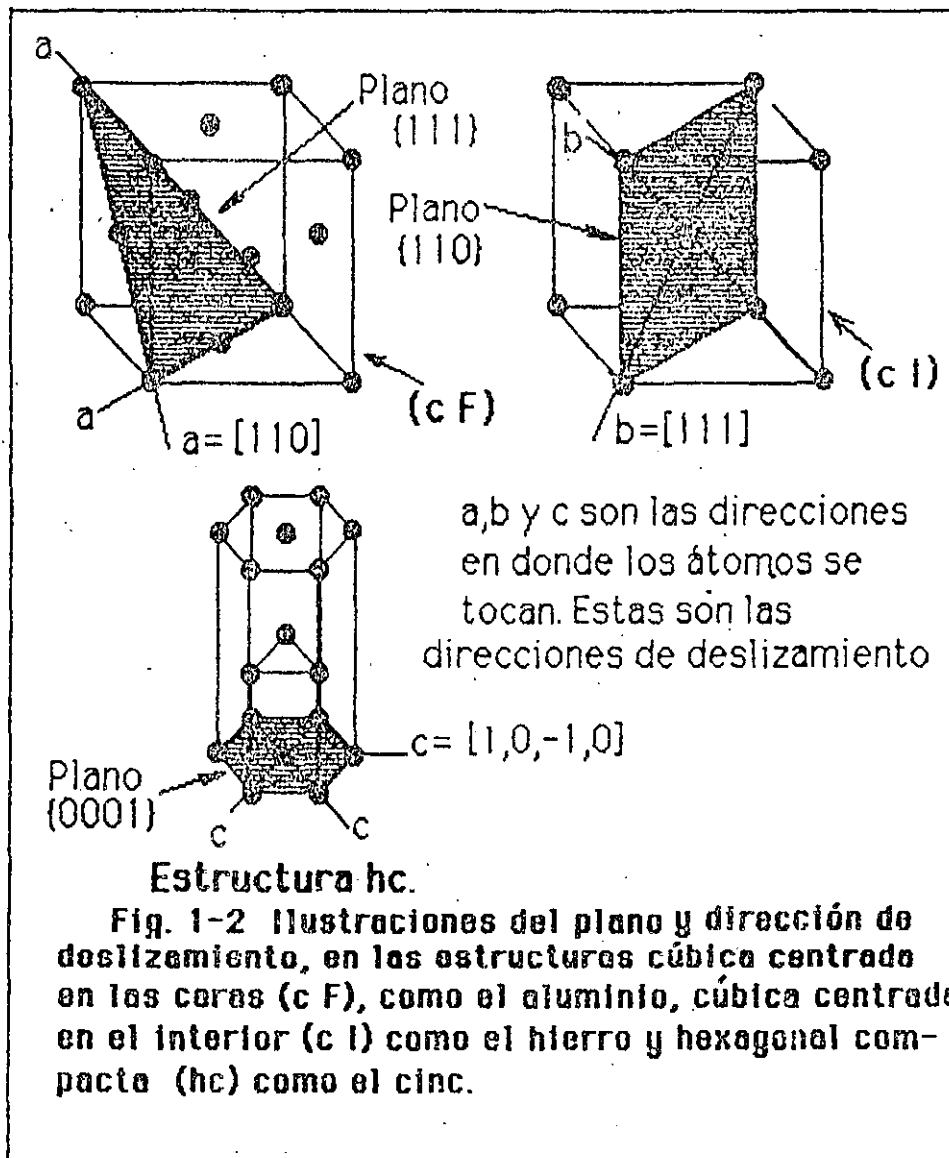
elementales, que al ser apilados forman la estructura atómica del metal.

Al aplicar una fuerza sobre este arreglo ordenado de átomos, se produce un deslizamiento de planos atómicos, tal como si fueran cartas de un mazo de naipes. Esto es planos en los cuales los átomos se están tocando unos a otros, se resbalan sobre otro plano atómico idéntico en una dirección definida, venciendo la fuerza de enlace que existe entre plano y plano.

Vamos a definir las orientaciones del proceso de deslizamiento de acuerdo al ángulo que formen con la dirección de la fuerza aplicada, tanto el plano que se desliza como la dirección del deslizamiento. Los resultados se muestran en la Fig. 1-3, y nos dice que la componente del esfuerzo aplicado en una cara de un paralelogramo, va a alcanzar un máximo cuando, tanto el plano de deslizamiento como la dirección de deslizamiento hagan  $45^\circ$  con la dirección del esfuerzo aplicado. En la probeta de la Fig. 1-3, no hemos tomado en cuenta la existencia de una estructura cristalina. Al tomarla en cuenta vamos a notar que los planos compactos que componen la estructura cristalina de los metales no siempre van a estar en la posición óptima de  $45^\circ$  y menos en una estructura como la hexagonal que contiene a todos sus planos compactos en forma paralela. Esto nos lleva a la conclusión de que en un arreglo policristalino como el de los metales de uso ingenieril, va a ser muy difícil que encontremos los planos compactos de cada cristalito (grano) con estructura hexagonal como la del cinc, haciendo  $45^\circ$  con el eje de tensión. Sin embargo si los cristalitos (granos) tienen una estructura cúbica como en el aluminio, es muy posible que un plano compacto del tipo (111) quede en una posición cercana a la óptima para producir deslizamiento, ya que estos planos, en vez de estar paralelos como en el cinc, hacen  $70^\circ$  entre ellos permitiéndoles estar mejor distribuidos con respecto al eje de tensión. De lo anterior podemos inferir que el cinc en estado policristalino va a tener muy poca ductilidad ya que algunos granos van a tener su sistema de deslizamiento (plano más dirección) en posición favorable (cercano a  $45^\circ$ ) y otros estarán en la posición mas desfavorable (cercano a  $0$  o  $90^\circ$ ). Bajo estas condiciones los primeros granos se deformarán extensivamente pero los segundos, requerirán un esfuerzo

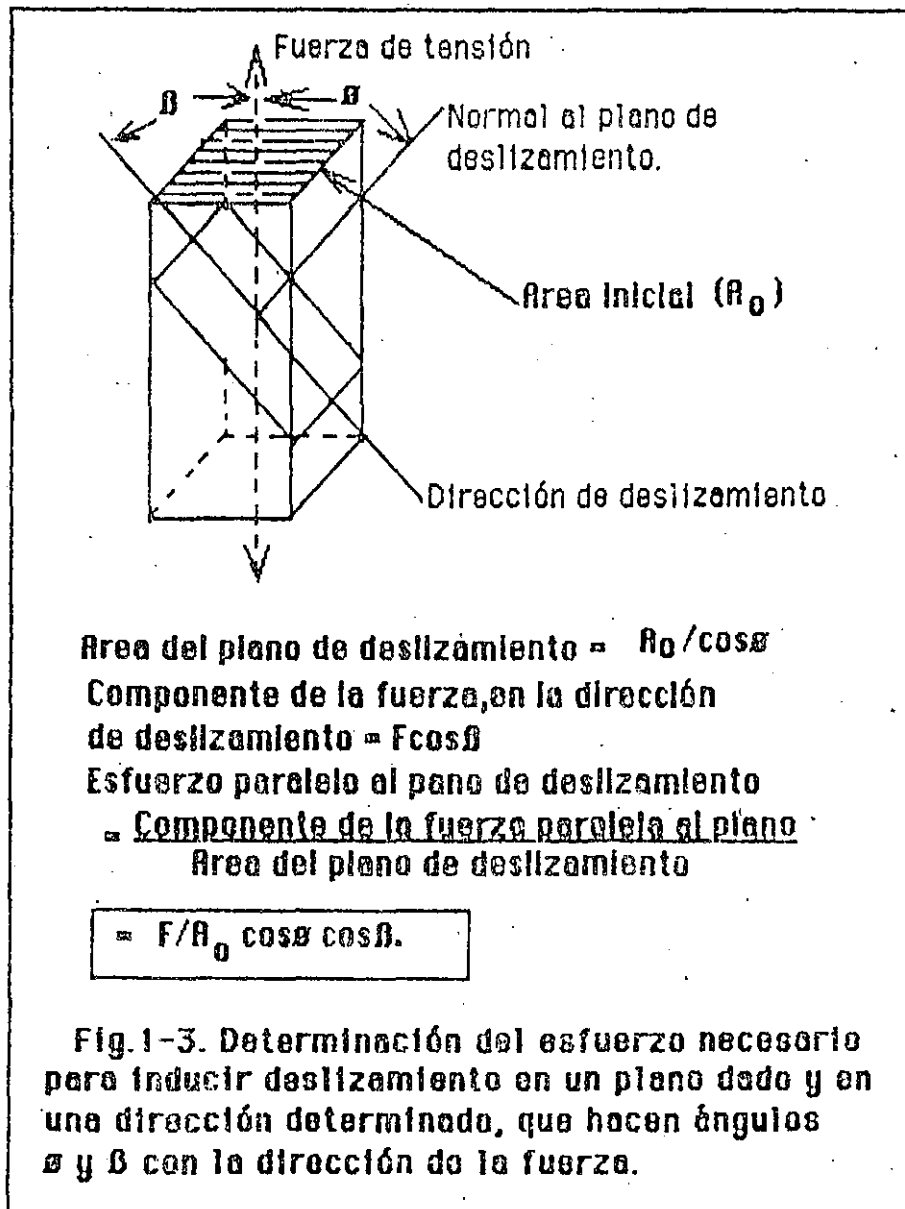
---

cercano a infinito (ver fórmula Fig.1-3) por lo cual sufrirán fractura antes que deformación plástica.



Esta es la razón por la cual el cinc y otros metales con estructura hexagonal, se comportan frágiles cuando se les trata de laminar o deformar en general a temperaturas por debajo de la mitad de su temperatura de fusión,  $(0,5 T_f)$ .

Por el contrario los metales con estructura cúbica centrada en las caras (cF) o cúbica centrada en el interior (cI), presentan gran ductilidad en especial los cF como el aluminio, oro, plata o cobre gracias a la gran variedad de sistemas de deslizamiento que presentan estas estructuras.



---

En vista que la deformación de los metales, ocurre por el deslizamiento de un plano sobre otro, la estructura cristalina se mantiene inmutable es decir si inicialmente era cúbica seguirá siendo cúbica a pesar de que se le apliquen grandes deformaciones plásticas. Sin embargo algo ha cambiado en el metal ya que si medimos su dureza encontramos que ésta es mayor que antes de la deformación.

El esfuerzo de cedencia de un metal, en términos microestructurales debería estar dado por la fuerza necesaria para iniciar el deslizamiento de un plano sobre otro de un cristal perfecto, sin embargo esta fuerza teórica es del orden de un sexto del módulo elástico del material, lo cual es del orden de 10 000 MPa para un metal tan débil como el aluminio. Esto quiere decir que un alambre de un milímetro cuadrado de sección, podría soportar una carga de | una tonelada | . En la realidad este alambre empieza a deformarse plásticamente con tan solo un kilo de carga es decir 10MPa., esto es, una carga tres ordenes de magnitud mas pequeña, que la esperada. Esta disparidad tan enorme entre el valor esperado y el real, llevó a pensar a los metalurgistas de la década de los 30's que debería existir algún tipo de imperfección de la estructura cristalina que permitiera reducir el esfuerzo necesario para iniciar el movimiento de un plano sobre otro. En esta forma nació el concepto de dislocación, que no es otra cosa que un defecto lineal que coloca a una línea de átomos en una posición muy cercana a una posición de equilibrio de tal manera que, con tan solo una pequeña fuerza estos átomos se mueven dentro de la estructura, disminuyendo así el esfuerzo necesario para iniciar el flujo plástico.

Vamos a ilustrar este efecto, centrandó nuestra atención en la dislocación de borde. Tal defecto puede ser visualizado como un plano extra en forma de cuña insertada en la estructura cristalina. Fig.1-4. En el centro de la dislocación (corazón) los átomos están en un estado de tensión elástica, por lo cual están en un estado de mayor energía que los átomos fuera del centro, en donde la estructura es esencialmente perfecta. La dislocación queda caracterizada por la cantidad de deformación que introduce a la red y esta se mide a través de su vector de Burgers, el cual se obtiene formando un circuito cerrado, con el corazón de la dislocación en el centro y comparándolo con un circuito que pase por el mismo número de átomos en una

---

---

región perfecta de la red. La diferencia entre los dos circuitos, es normalmente una distancia entre átomos y nos representa la magnitud del vector. La dirección va a depender de si el plano extra está insertado por arriba o por abajo del cristal, originando la diferencia entre una dislocación positiva y una negativa.

Todos los metales contienen estos defectos en forma natural en su estructura cristalina, al grado que es prácticamente imposible evitarlas durante los procesos industriales de obtención del metal.

Cuando a un metal conteniendo dislocaciones se le aplica una carga, la componente del esfuerzo paralela al plano de deslizamiento (componente cortante) ver Fig. 1-4, va a alcanzar un valor crítico de tal forma que inicia el movimiento de los átomos los cuales se desplazarán una distancia igual a un vector de Burgers. Este proceso se va a continuar si se mantiene la carga, hasta que la dislocación emerge en la superficie del metal Fig. 1-5. Por supuesto se da que en cada plano de deslizamiento existen varias dislocaciones y no solo una, por lo cual al ir emergiendo a la superficie el escalón se irá agrandando de tal forma que llega a ser visible con un microscopio. A través de este proceso de deformación asistido por dislocaciones, es como se explica la baja carga que se requiere para deformar un metal y también la alta dureza de los materiales cerámicos en los cuales las dislocaciones se ven impedidas de moverse por la falta de planos de deslizamiento.

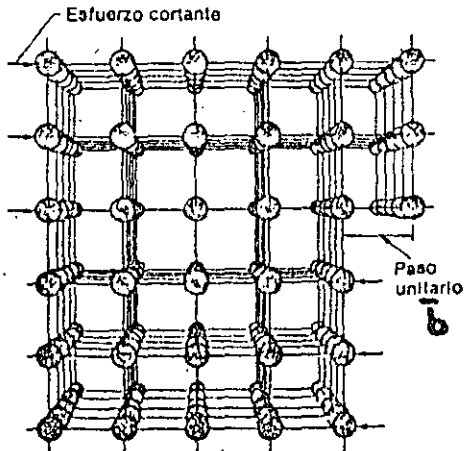
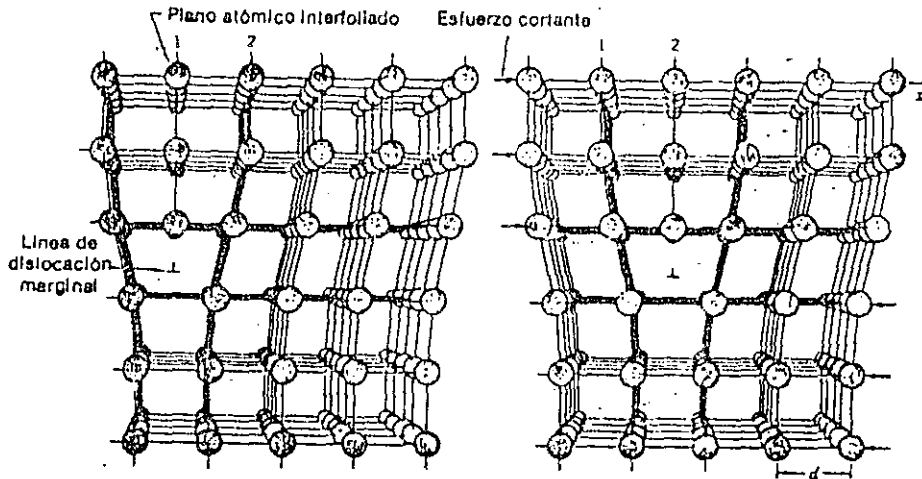
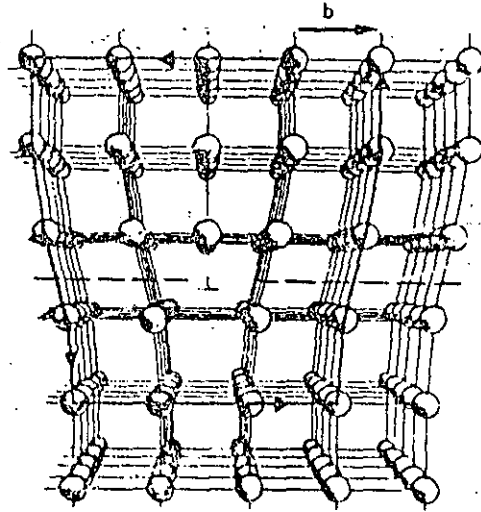
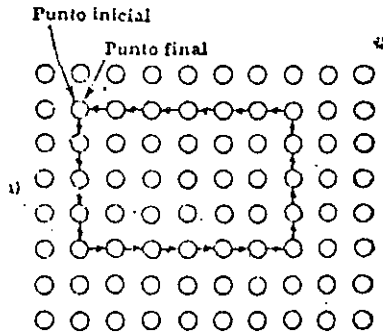
Al estar tensionados los átomos en el corazón de la dislocación, se origina ahí una acumulación de energía elástica, la cual es proporcional al cuadrado de su vector de Burgers. Se ha observado experimentalmente que existe un proceso por el cual durante la deformación plástica se multiplican las dislocaciones al grado que se inicia el proceso con aproximadamente diez a la tres dislocaciones y se termina con diez a la doce dislocaciones por centímetro cuadrado. De acuerdo a esto, entre más deformado este un metal mayor cantidad de dislocaciones tiene y por tal mayor energía elástica estará almacenada en él, originando así un nuevo estado del metal, el "estado deformado", que como dijimos anteriormente tiene propiedades diferentes al estado "no deformado".

---



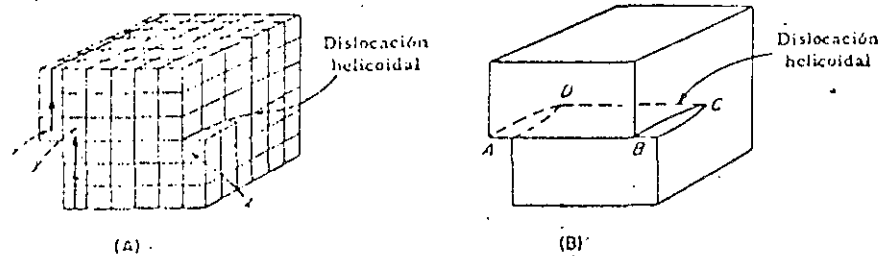


**Fig. 1-4 Modelo atómico para una dislocación de borde. Se muestra el vector de Burgers.**



**Fig 1-5 Ilustración del movimiento de una dislocación.**

Existe otro tipo de dislocación, que por su geometría es llamada dislocación de tornillo o helicoidal, Fig 1-6. En cualquiera de sus formas de borde o de tornillo, la dislocación juega el papel principal en la deformación de los metales. Como vimos anteriormente, es la causante de que un metal pueda ser deformado plásticamente, si no existiera este defecto los metales serían tan duros y frágiles como una piedra.



**Fig. 1-6** Dos representaciones de una dislocación tornillo. Obsérvese que los planos en esta dislocación forman una espiral alrededor de la línea de la dislocación. El escalón que se forma en la superficie tiene un ancho de un vector de Burgers.

El grado de dureza de un metal puede ser controlado, controlando las dislocaciones, por lo cual cualquier tratamiento térmico que pretenda cambiar las propiedades mecánicas de una aleación metálica tendrá que estar relacionado con el comportamiento de la dislocación. Por estas razones es muy importante tener al menos una idea cualitativa del comportamiento y control de las dislocaciones.

---

### **1-3 Mecanismos de endurecimiento.**

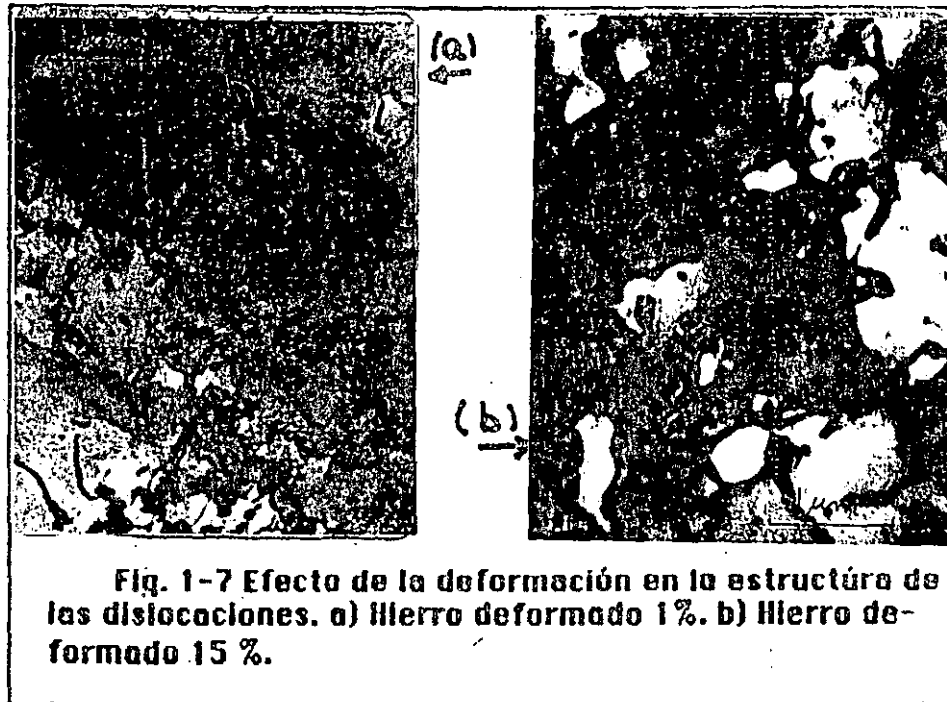
---

Estamos ahora en condiciones de discutir los métodos de endurecimiento de los metales. La fórmula es muy sencilla, basta con introducir obstáculos al movimiento de las dislocaciones, para producir endurecimiento. En este primer capítulo vamos a discutir 4 métodos generales para producir endurecimiento que son válidos para cualquier metal. Los métodos son: endurecimiento por deformación, efecto del tamaño de grano, efecto de segundas fases y efecto de los aleantes en solución sólida.

#### **Endurecimiento por deformación.**

Si la orientación de un cristal con respecto a una fuerza externa, es de tal forma que dos o mas sistemas de deslizamiento esten en condiciones de ser operados, se va a producir en la intersección de los planos activados una interacción de dislocaciones, semejante a la que se produciría si dos hilos se enredaran. Este enredo de dislocaciones provoca que su movimiento sea impedido o que se requiera un mayor esfuerzo para continuar moviendo las dislocaciones. Externamente este efecto lo notaríamos por el incremento de la carga que requerimos para seguir deformando el metal. Estos enredos de dislocaciones que dificultan su movimiento, son los causantes del incremento del esfuerzo o endurecimiento del que hablamos en la Fig. 1.1

---



**Fig. 1-7 Efecto de la deformación en la estructura de las dislocaciones. a) Hierro deformado 1%. b) Hierro deformado 15 %.**

Nótese como se incrementa el número de dislocaciones, al incrementarse la cantidad de deformación FIG.1-7

#### **Efecto del tamaño de grano.**

Las fronteras de grano se definen como los límites que hay, en un policristal, entre los diversos granos que lo componen. Cuando una dislocación, que se va moviendo en su plano de deslizamiento, encuentra una frontera de grano, su movimiento se retarda debido a los cambios en la orientación de los planos que existen entre un grano y otro. Este retardo en el movimiento, provoca que otras dislocaciones que van sobre el mismo plano y en la misma dirección, alcancen a la que va llegando a la frontera y acorten su distancia, provocando una repulsión entre ellas ya que dos dislocaciones del mismo signo se repelen. Esto se traduce en un aumento del esfuerzo aplicado, para poder vencer esta repulsión y proseguir la deformación de los granos.

Es claro que entre más pequeño sea el grano, el apilamiento de las dislocaciones va a ocurrir más rápido y el metal va a tener

una mayor resistencia mecánica. Entonces se espera que la resistencia deba ser inversamente proporcional al tamaño de grano. Si  $\sigma_y$  es el esfuerzo de cedencia del policristal, "d" el diámetro del grano, k una constante empírica y  $\sigma_1$  el esfuerzo de cedencia de un monocristal, se ha encontrado en forma experimental la siguiente relación:

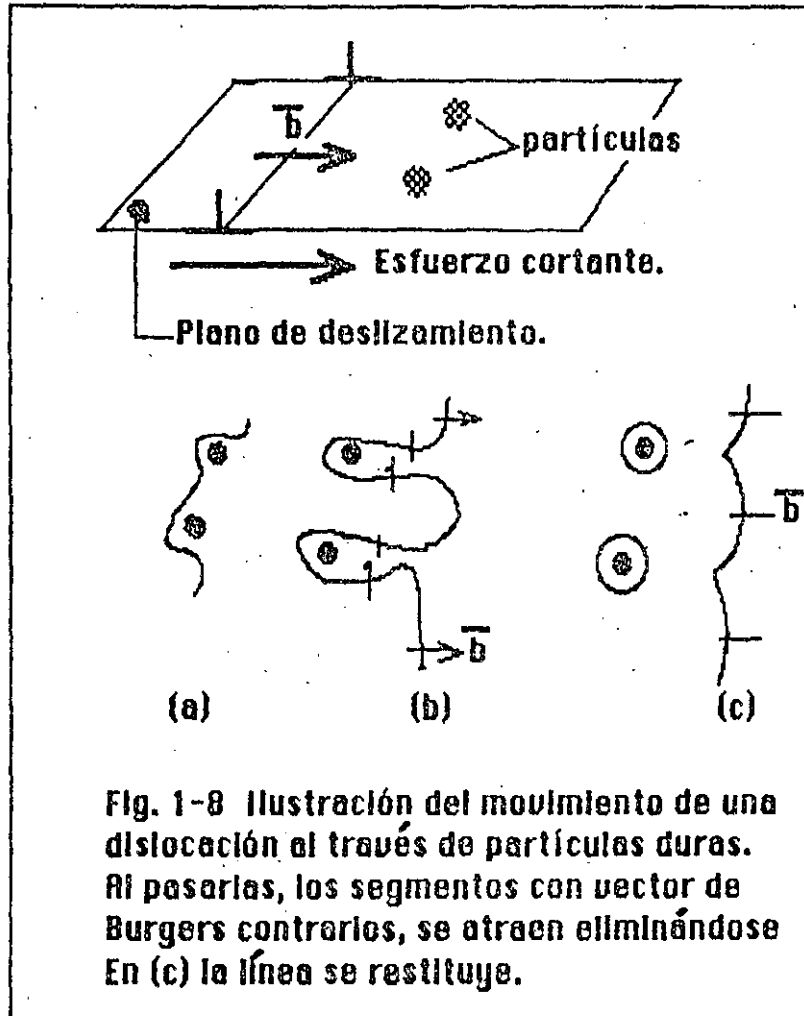
$$\sigma_y = \sigma_1 + kd^{-1/2} \quad (\text{ecuación de Petch})$$

Esta ecuación nos permite conocer como varía la resistencia de un metal con el tamaño de grano.

#### **Efecto de partículas de una segunda fase.**

La presencia de partículas duras, como por ejemplo partículas finas de alúmina, diamante o algún carburo, pueden servir como obstáculos al paso de las dislocaciones, originando un efecto de endurecimiento. La línea de la dislocación al no poder cruzar la partícula, tiende a rodearla dejando anclada la parte que queda frente a la partícula, Fig. 1-8. Incrementando el esfuerzo aplicado, la línea seguirá avanzando hasta volverse a juntar del otro lado de la partícula, Fig. 1-8(b). La región de unión desaparece ya que son dos segmentos de dislocaciones con vectores de Burgers de signo contrario, lo cual produce atracción entre ellos, cancelándose mutuamente. Esta atracción entre dislocaciones o segmentos de dislocaciones es similar a la atracción entre una carga positiva y una negativa. Al terminar, la partícula habrá quedado rodeada por una dislocación formando un circuito cerrado y el resto continuará su deslizamiento normalmente, Fig. 1-8 (c).

Cada dislocación que pase por esta partícula va a incrementar un circuito alrededor de la partícula incrementando su diámetro. Esto provocará que el espacio entre partículas se disminuya cada vez más, hasta que sea imposible para otra dislocación pasar por entre ellas. En cada paso el metal se irá tornando más y más duro hasta llegar a la fractura. De lo anterior podemos concluir que la resistencia es inversamente proporcional al espacio entre partículas.



**Fig. 1-8 Ilustración del movimiento de una dislocación al través de partículas duras. Al pasarlas, los segmentos con vector de Burgers contrarios, se atraen eliminándose. En (c) la línea se restituye.**

### **Efecto de Aleantes.**

La mayoría de los metales puros pueden ser endurecidos por la adición de átomos extraños, que pueden acomodarse en la estructura metálica en forma intersticial o sustitucional. La principal razón del endurecimiento es el frenamiento que sufren las dislocaciones debido a que los átomos extraños son repelidos por la estructura del metal y se van a depositar a lo largo del corazón de la dislocación que como hemos observado (Fig. 1-4) es un lugar más abierto que el resto de la red. El resultado de este acomodamiento de los átomos de soluto en el corazón de la dislocación es dificultar el movimiento de la línea de la dislocación, lo que se traduce en un mayor esfuerzo para iniciar la deformación plástica del metal.

---

## 1-4 Recuperación y Recristalización.

---

Hemos visto que cualquier tipo de conformado mecánico que provoque en el metal una deformación plástica, introduce nuevos arreglos de dislocaciones, entre los cuales el más notorio es el enredo de dislocaciones provocado por la multiplicación de las dislocaciones. Un metal deformado es termodinámicamente inestable, esto es sus átomos no están en posiciones de mínima energía, por lo que tratarán de pasar a estas posiciones tan pronto como puedan. El estado ideal de mínima energía es aquel en el cual todos los átomos ocupen las posiciones determinadas por su celda unidad (dejando algunas vacantes) y no existan fronteras de grano. En la realidad este estado tomaría largos tiempos en alcanzarse, por lo cual en la práctica vemos que el metal deformado, retorna a un estado policristalino, con un número muy bajo de dislocaciones ( $\approx 10^7 / \text{cm}^2$ ). Para que los átomos puedan moverse dentro del metal y acomodarse en posiciones libres de defectos, se requiere de energía que les ayude a salir de la posición que ocupan. Esta energía se les suministra por medio de un tratamiento térmico.

Consideremos un metal deformado plásticamente, a una temperatura suficientemente baja ( $< 0,1 T_f$ ) como para que las dislocaciones no se eliminen. Para cambiar el "estado deformado" en uno "sin deformación" se requiere suministrar a los átomos suficiente energía térmica a través de un Tratamiento Térmico llamado "**Recocido**". La temperatura requerida para lograr los cambios deseados depende del punto de fusión del material y del grado de deformación previa que haya tenido. Un valor promedio es de aproximadamente  $0,5 T_f$ .

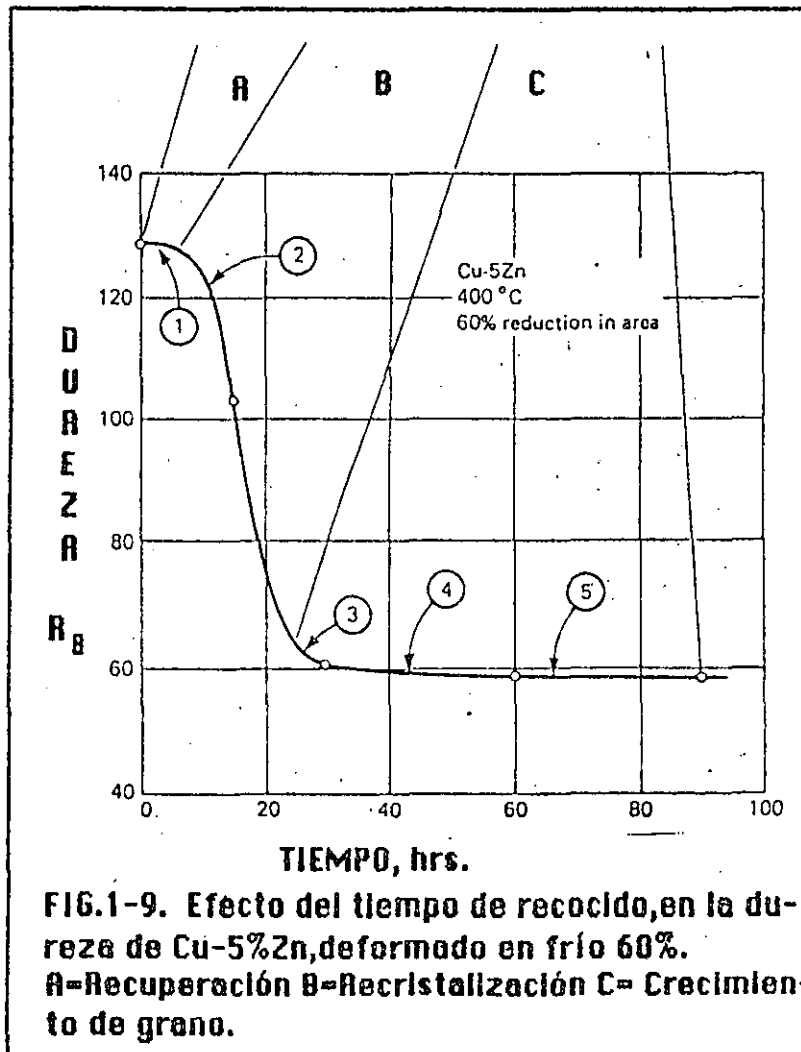
Para ilustrar el proceso de recocido, consideremos un latón compuesto de 5% de cinc, el cual ha sido laminado a  $25^\circ \text{C}$ . Conforme se va disminuyendo el espesor, su dureza se va incrementando y su microestructura va cambiando por la aparición de arreglos complejos de dislocaciones. Observaciones de la superficie del metal a distintos grados de deformación, hechas con un microscopio óptico nos muestran la aparición de una alta densidad de bandas de

---



deformación y un alargamiento de los granos en la dirección de la deformación.

Si la aleación deformada se mantiene a 400°C y se practican mediciones de dureza periódicamente, obtendríamos una curva de dureza contra tiempo de recocido, semejante a la mostrada en la Fig 1-9, en la cual podemos observar claramente tres regiones, denominadas de recuperación, recristalización y crecimiento de grano.



En la región de recuperación, la dureza permanece constante y aún podría subir un poco. En la región denominada de

---

recristalización, se inicia un drástico decremento en la dureza, para continuar disminuyendo mas lentamente en la región de crecimiento de grano.

Los cambios que ocurren a nivel atómico en la estructura del metal estan relacionados con el paso de los átomos, de un estado de alta energía a uno mas estable de menor energía. Inicialmente el metal se encuentra plagado de marañas de dislocaciones, producidas durante la deformación. Cada dislocación tiene en su corazón líneas de átomos que se encuentran bajo un estado de tensión por no estar en una posición exacta de la estructura. Al calentar el cristal, los átomos absorben energía térmica y empiezan a vibrar con mayor intensidad. Los átomos que están en una posición correcta de la red, estarán mas fuertemente ligados a esta, que aquellos que se encuentran ligeramente movidos, con respecto a estas posiciones, como son los átomos del corazón de las dislocaciones. Este hecho permite que los átomos mal colocados, se muevan libremente dentro de la red antes que los demás e inicien una migración hacia lugares de menor energía de la red. Estos lugares de menor energía son aquellos en donde la red no ha sufrido grandes distorsiones. Con el arri o de los átomos libres a estas regiones, se inicia el agrandamiento de las regiones sin distorsión. Esto pasa en muchos lugares aislados del metal, formándose así, un gran número de pequeños cristalitos, libres de defectos. Las medidas de dureza en estos momentos no son lo suficientemente sensibles como para avisarnos de la existencia de estos cambios microestructurales que se suceden en la región llamada de recuperación, sin embargo medidas de resistencia eléctrica si nos detectan estos cambios microestructurales.

Después de haber terminado este período de incubación de nuevos cristalitos, se inicia el crecimiento de ellos, con la llegada de átomos que emigran de las regiones distorsionadas, a las libres de distorsión es decir sin dislocaciones. Las medidas de dureza nos detectan un reblandecimiento del metal, que se incrementa con el tiempo de recocido. Este efecto es de esperarse ya que cada vez hay mas regiones cuyo planos de deslizamiento, están libres de las trabazones que producen las marañas de dislocaciones. Si graficamos temperatura contra dureza a un

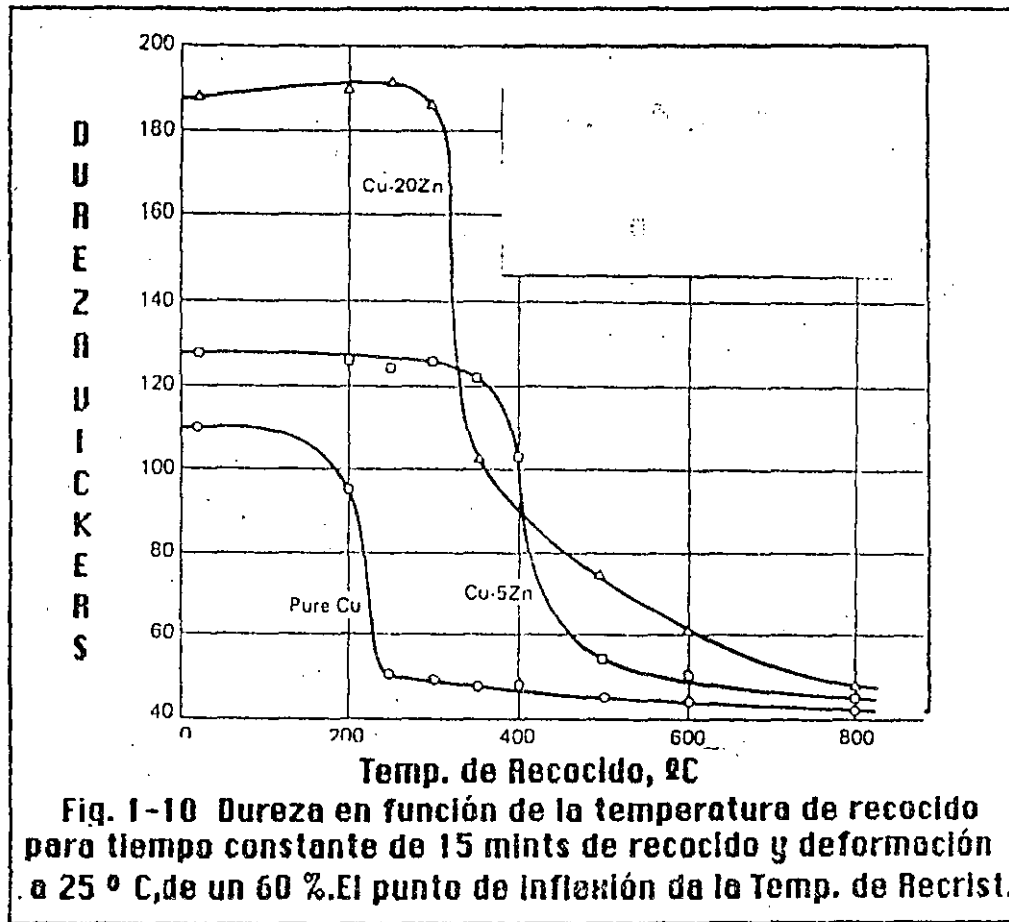
---

tiempo constante de recocido, digamos 15 minutos, encontraremos que el efecto de disminución drástica de la dureza va a ocurrir a una cierta temperatura Fig.1-10 y que depende de la composición y grado de deformación. A esta temperatura se le llama temperatura de recrystalización.

Como podemos ver de la Fig. 1-9, Existe aun una tercera región, en donde la dureza continúa disminuyendo, pero a un menor ritmo. En esta etapa el metal después de haber eliminado las zonas distorsionadas por las marañas de dislocaciones, queda formado por miles de pequeños cristalitos, que han introducido una gran cantidad de frontera de grano. Cada frontera es una superficie que contiene energía superficial, la cual está aumentando la energía del sistema. Para que el metal esté en un estado de aun menor energía, tiene que disminuir esta gran cantidad de fronteras. La eliminación se lleva a cabo por el crecimiento de unos granos a expensas de sus vecinos, dejando al final un metal con grano grueso. El estado ideal sería el monocristalino, sin embargo esto tomaría tanto tiempo que no sería de utilidad práctica.

La temperatura de recrystalización puede ser determinada por experimentos mostrados en la Fig. 1-10 . En esta figura la recrystalización se detecta por un cambio brusco en los valores de la dureza, así para cobre puro, la temperatura de recrystalización es de  $220^{\circ}\text{C}$  que corresponde a una fracción de la temperatura de fusión de  $0,36 T_f$  . La temperatura de recrystalización puede ser definida de otra forma por ejemplo a) La mínima temperatura a la cual ocurre la recrystalización total, dentro de un tiempo especificado. b) Temperatura a la cual la recrystalización empieza. c) Temperatura a la cual se alcanza la mitad de la recrystalización total. d) Temperatura a la cual se tiene el punto de inflexión en la curva dureza vs. temp. Esta última es la mas usada.

La temperatura de recrystalización depende de varias variables entre las que se encuentran, la composición química Fig.1-10, el tiempo de recocido Fig.1-11 y la cantidad de deformación plastica (trabajado) que se le haya impuesto al metal Fig.1-12.

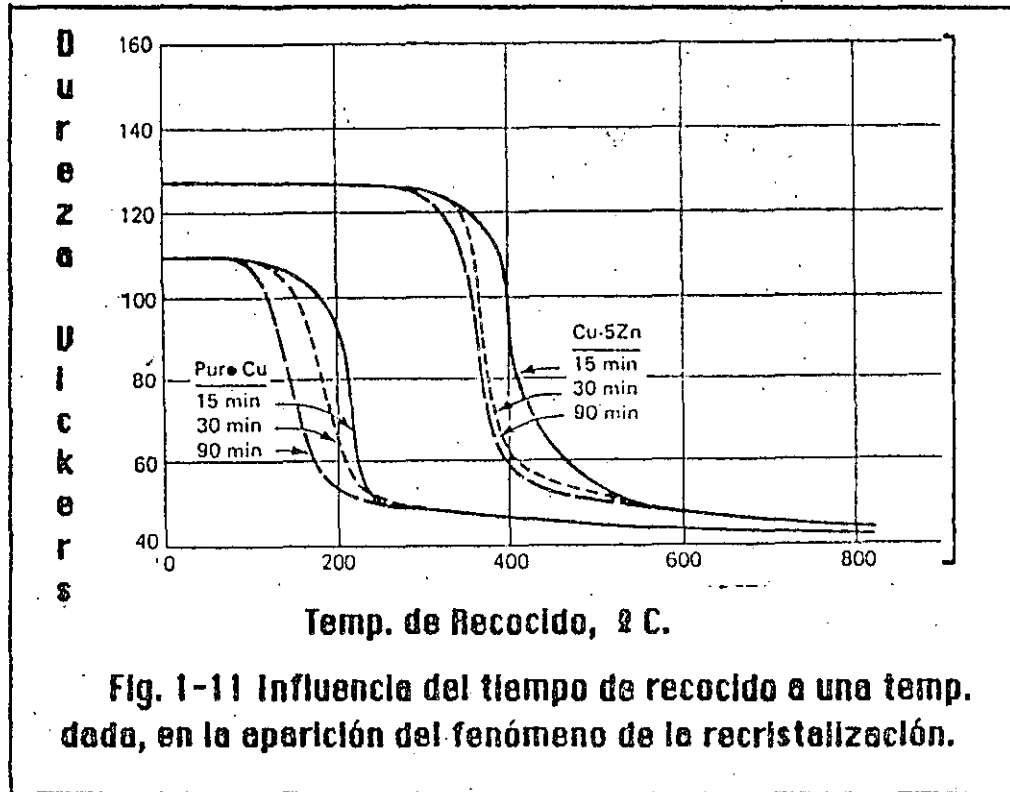


Cualquier variable que incremente la energía del metal deformado, lo hará más inestable con respecto al estado "no deformado" o sea incrementará más la distancia en unidades de energía entre el estado "deformado" y el "no deformado". A esta diferencia de energía le llamaremos la fuerza impulsora de la reacción. Normalmente entre mayor sea esta diferencia, más rápido se da la reacción de pasar del estado deformado al no deformado.

En la tabla I, se resumen los efectos que las diversas variables tienen sobre la temperatura de recristalización.

De acuerdo a lo mencionado anteriormente podemos decir que la recristalización va a ocurrir en un tiempo razonable ( $\approx 1$  hr), cuando la temperatura de recocido está entre 0,3 y 0,6 de la temperatura de fusión ( $T_f$ ) expresada en grados

**Kelvin.** Así la temperatura de fusión del cobre en grados K es 1356 por lo tanto la temperatura de recristalización estará entre los 473 y los 673 grados K, que corresponden a 200 - 400 ° C. Algunos metales como el cadmio o el bismuto con puntos de fusión muy bajos, tienen su temperatura de recristalización por debajo de temperatura ambiente.



**Fig. 1-11 Influencia del tiempo de recocido a una temp. dada, en la aparición del fenómeno de la recristalización.**

**Tabla I. Variables que afectan la Temp. de Recristalización**

Variable	Efecto
Tiempo a la Temp. de Recocido.	Incrementando el tiempo disminuimos la temperatura.
Cantidad de deformación por trabajado en frío.	A mayor deformación, menor la temp. de recristalización.
Aleantes en solución	Generalmente, incrementan la temp.
Tamaño inicial del grano	A menor tamaño, menor la temperatura

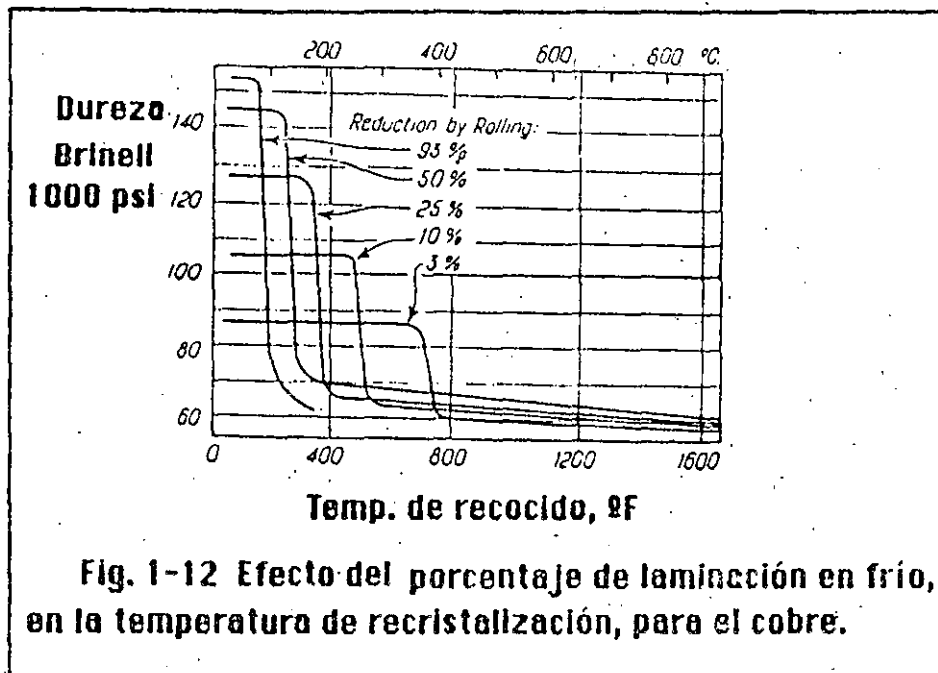


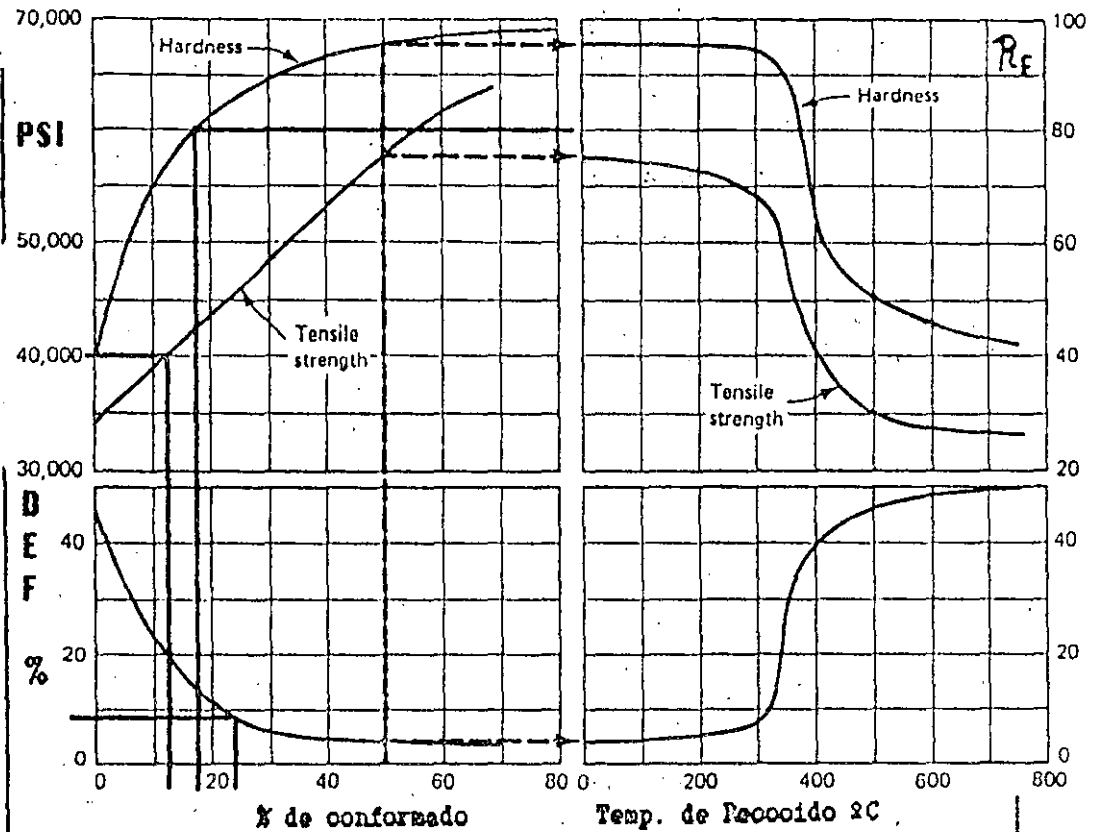
Fig. 1-12 Efecto del porcentaje de laminación en frío, en la temperatura de recristalización, para el cobre.

### 1-5. Un Ejemplo del Uso de los Datos de Recocido

Como ejemplo, supongamos que una barra de latón, conteniendo 5 % de cinc, se va a usar en la manufactura de un cierto producto. Inicialmente la barra tiene 6,5 mm de diámetro y se quiere conformar hasta un diámetro de 1,6 mm. En estas condiciones, la barra deberá tener una resistencia máxima mayor a 280 MPa (40 000 psi) y una dureza superior a 80  $R_f$ . Los datos de la Fig. 1-13 pertenecen a este tipo de latón.

Aparentemente lo más sencillo sería conformar la barra en frío hasta las dimensiones deseadas (108%) y después recocer hasta la dureza requerida. Sin embargo los datos de la Fig 1-13, no sobrepasan el 70 % de reducción, lo cual indica que una mayor reducción provocaría agrietamiento en el material. Por otro lado notamos que para obtener una barra con una resistencia superior a los 280 MPa, se requiere un conformado de tan solo 20 %. De acuerdo a esto requerimos; recocer una hora para reblandecer el material recién llegado, después en dos pasos reducir 88%, con sus

respectivos tiempos de recocido y finalmente reducir un 20% para llegar al estado final deseado.



**Fig. 1-13** Propiedades en función del conformado en frío y recocido, para Cu-52n. Para convertir psi a MPa, multiplique los psi por  $7.25 \times 10^{-3}$ .

### 1-6 Conformado en Frío y en Caliente.

Ahora estamos en condiciones de entender las diferencias entre conformado en frío y en caliente. Cuando la temperatura a la cual el metal se deforma está arriba de su temperatura de recristalización ( $\approx 0.3-0.5 T_f$  en grados K), decimos que el metal ha sido conformado en caliente y cuando esto sucede debajo de esta temperatura, el metal ha sido conformado en frío. Así el cadmio, que tiene una

---

temperatura de fusión de  $321^{\circ}\text{C}$  o sea  $594\text{ K}$  ( $321+273=594$ ) cuando es laminado a temperatura ambiente decimos que está siendo conformado en caliente ya que  $0,5$  de  $T_f$  corresponde a  $297\text{ K}$ , que son  $24^{\circ}\text{C}$  ( $297-273 = 24$ ). Para el acero el conformado en frío corresponde a temperaturas por debajo de los  $300^{\circ}\text{C}$ . Por lo tanto lo frío o caliente del conformado depende del punto de fusión del metal.

Como consecuencia, cualquier metal trabajado en caliente va a sufrir de inmediato un proceso de recuperación, que va a eliminar todo tipo de endurecimiento producido por los enredos de dislocaciones. Esto puede ocurrir en lapsos de 2 a 10 minutos.

Un conformado direccional como la laminación en frío, orientan los granos del material en una forma preferencial, el resultado de esto es que la lámina va a tener distintas propiedades en la dirección de laminación, que en la dirección transversal. El proceso de recocido también puede provocar un crecimiento preferencial de los nuevos granos, originando a una cierta temperatura la indeseable textura.

Una lámina con textura va a tener propiedades muy sensibles a la dirección y va a provocar que en un proceso como el embutido profundo, las copas resultantes presenten deformaciones en sus orillas conocidas como "orejas" producidas por una mayor ductilidad en una cierta dirección. Normalmente las orejas aparecen cuando el recocido se efectúa a altas temperaturas.

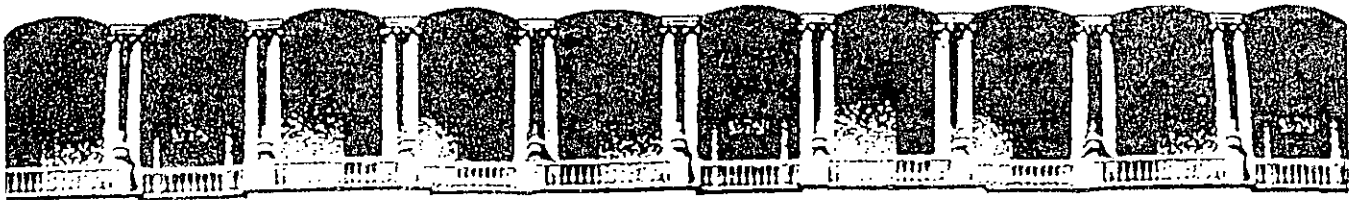
---

### Referencias.

Materiales para Ingeniería. Van Vlack, Editorial C.E.C.S.A.  
Fundamentos de Ciencia de Materiales. A.G. Guy. McGraw Hill.  
Ciencia de Materiales para Ingeniería. P.A. Thornton y V.J. Colangelo. Prentice Hall.

---





**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.  
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

***CURSOS ABIERTOS***

***1er. CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES***

***MODULO 3: TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES  
Del 15 al 19 de junio de 1992.***

***FUNDICION NODULAR DE MATRIZ BAINITICA  
ACEROS MICROALEADOS***

***M. EN I. ARMANDO ORTIZ P.***

***JUNIO - 1992***

## FUNDICION NODULAR DE MATRIZ BAINITICA

Desde el descubrimiento de las fundiciones con grafito esferoidal, hace ya más de 40 años estos materiales han tomado un destacado lugar debido a su combinación de propiedades muy superiores a fundiciones de grafito laminar. De algunos años a la fecha el interés en las fundiciones de tipo nodular se ha acrecentado, enfocado este a las de matriz bainítica, para las cuales la combinación de resistencia con ductilidad, las hace ideales en la sustitución de piezas producidas en acero y que tradicionalmente eran forjadas.

En la tabla 1\* se muestran las características típicas de estos materiales, considerando un espesor máximo de 100 mm.

T A B L A 1

Características del tratamiento térmico.	Límite Cedencia (N/mm <sup>2</sup> )	Resistencia máxima (N/mm <sup>2</sup> )	Deformación (%)	Dureza (Brinell)
Tratamiento isotérmico a 370°C	455	972	8.1	309
Desmoldeo en caliente y enfriamiento controlado.	503	876	7.9	269
Desmoldeo en caliente y enfriamiento hasta temperatura ambiente, revenido a 360°C.	1014	1262	1.0	461
Tratamiento isotérmico y revenido a 360°C.	814	1048	3.1	300

\* Datos obtenidos para un material con: 3.5%C, 2.8% Si, 0.2% Mn, 1.5% Ni, 1%Cu, 0.5% Mo

En condiciones de laboratorio se pueden conseguir, sin grandes problemas materiales con una resistencia mayor a 100 MPa (1000 N/mm<sup>2</sup>) con una ductilidad del 10%.

Considerando que la forja es un proceso costoso, son entonces evidentes las ventajas económicas que representa la utilización de éstas fundiciones para la fabricación de cigüeñales, engranes, y en general en piezas de maquinaria en donde se requiere una elevada combinación de propiedades mecánicas y una excelente maquinabilidad.

Sus características se logran mediante la aplicación de un tratamiento de tipo isotérmico, de austemplado, que permite la

obtención de la matriz bainítica que les da nombre, ésta permite resistencias mecánicas de hasta el doble de las obtenidas en una fundición nodular convencional (Tabla 2).

Aún cuando a la fecha la producción de éstos materiales es todavía limitada, es de esperar un explosivo crecimiento en su demanda para los próximos diez años. Como lo veremos más adelante uno de

## DESIGNACION SAE

## P R O P I E D A D E S

## M I N I M A S

	TIPO DE MICROESTRUCTURA	RESISTENCIA A LA TRACCION (MPa)	ESFUERZO DE CEDENCIA (MPa)	DEFORMACION %	DUREZA BRINELL
D 4018	Ferrítica	420	280	18	137-187
D 4512	Ferrítica	530	316	12	149-207
D 5506	Ferrita-perlita	560	380	6	179-255
D 7003	Perlitica	690	490	3	229-285
DQ - T	*	*			

\* La microestructura y propiedades estarán en función del tratamiento a que someta el material.

TABLA 2. PROPIEDADES MECANICAS DE FUNDICION NODULAR (HIERRO DUCTILO EMPLEADAS EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ.

los parámetros que han limitado su producción es el alto grado de control que demanda el tratamiento térmico, para obtener las propiedades idóneas.

#### Obtención de la microestructura bainítica.

El tratamiento térmico es un sentido estricto un austemplada, en el cual, a diferencia de los aceros, este se interrumpe antes de concluir totalmente la transformación de la austenita inestable en bainita (figura 1). Lo anterior se debe a que en un principio la reacción es muy rápida, continuando muy lentamente conforme transcurre el proceso, de tal forma que la transformación total de austenita en bainita requiere de tiempos muy prolongados, los cuales no son prácticos.

La transformación de austenita metaestable en martensita, indeseable por las características mecánicas que produce en el caso de los aceros, en este tipo de materiales no representa mayor inconveniente en virtud de que la temperatura  $M_s$  es muy inferior a la ambiente.

Dependiendo del tiempo durante el cual el material permanezca a la temperatura de tratamiento isotérmico, será el contenido de carbono de la austenita remanente, y por tanto su temperatura de transformación en martensita. Por tanto la microestructura resultante estará formada por ferrita acicular (bainita) y austenita inestable, para el caso que el tratamiento hubiese sido el adecuado.

La transformación en el intervalo comprendido entre 470 y 330°C. consiste en la disociación de la austenita en ferrita acicular, la cual puede tener carburos finos; como resultado se enriquece en carbono, por lo cual en su transformación dará lugar a ferrita y carburos ricos en silicio. En general esta segunda etapa es indeseada ya que los carburos resultantes disminuyen sensiblemente la ductilidad del material.

Si la transformación se realiza a temperaturas inferiores a 330°C. la austenita da lugar a ferrita y carburos, éstos últimos promueven un incremento de la resistencia sin menoscabo de la ductilidad.

Por lo antes mencionado los parámetros de mayor influencia para la obtención de la estructura bainítica son:

- a). Temperatura de transformación
- b). Tiempo de transformación.
- c). Temperatura y tiempo de precalentamiento (condición de la austenita al inicial la transformación isotérmica).

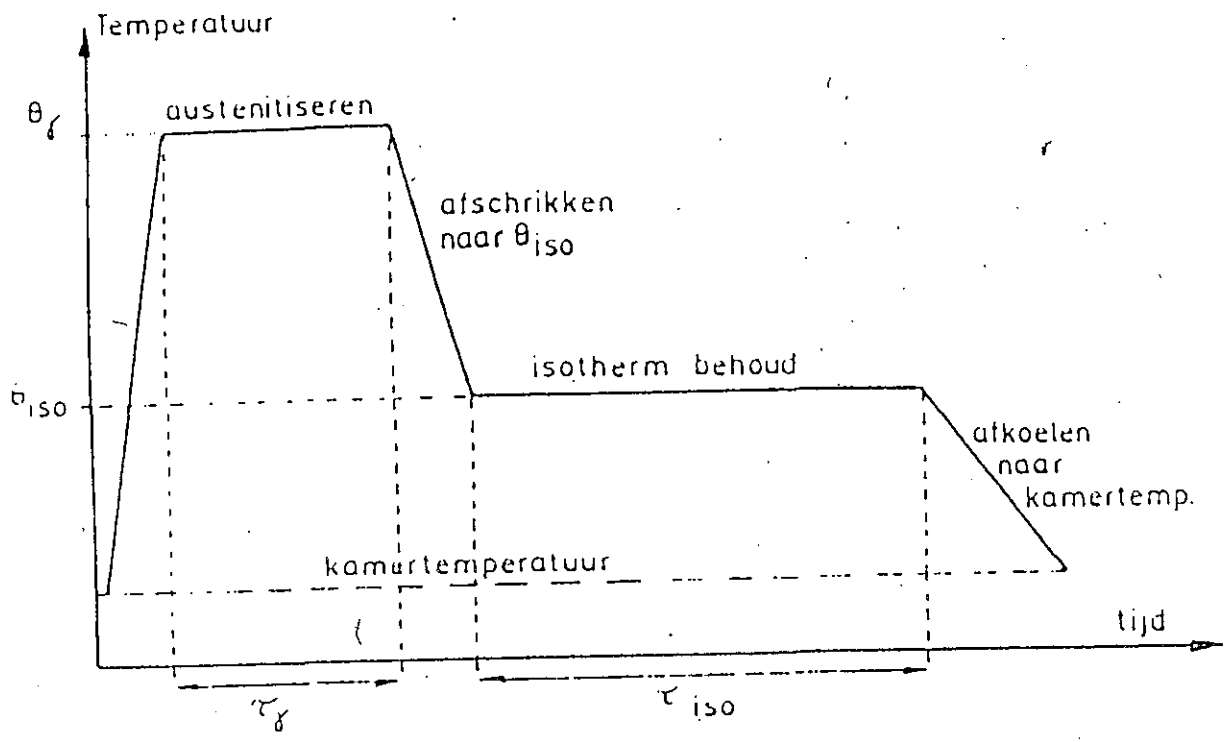


FIGURA No. 1.a

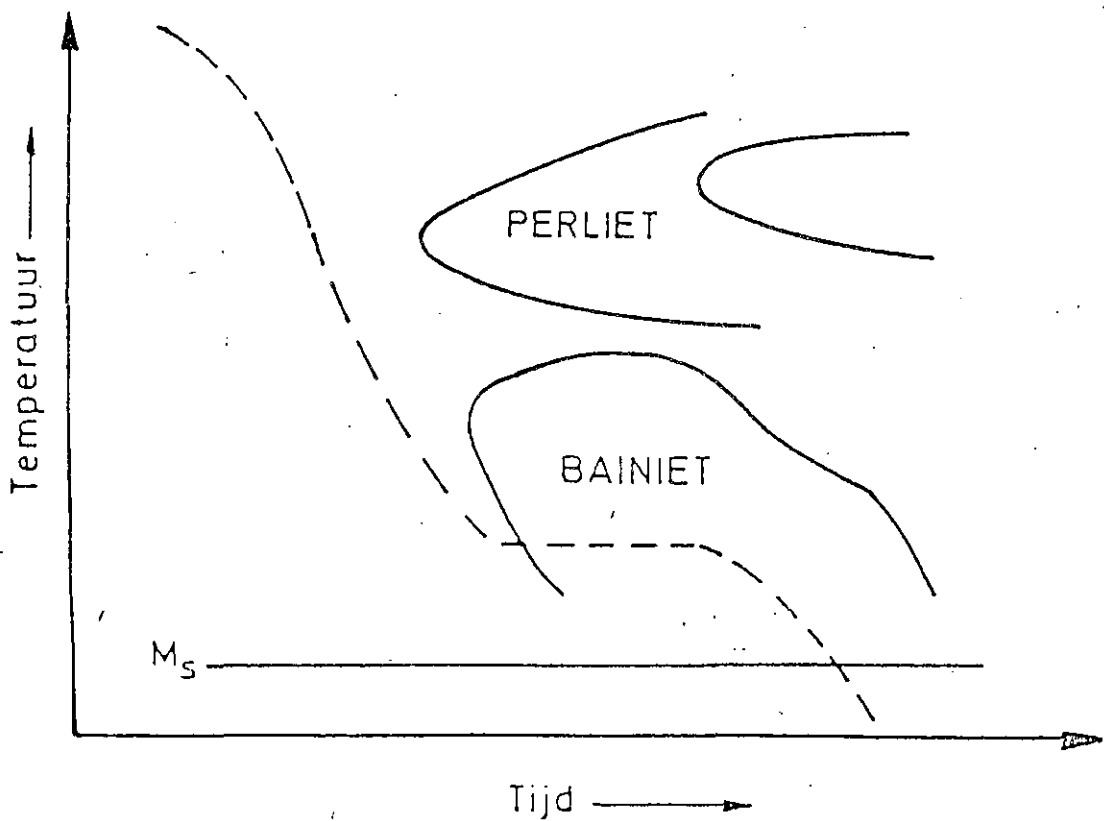


FIGURA No. 1.b

### Características del Tratamiento Térmico.

La austenitización del material se realiza en un horno de atmósfera controlada, siendo práctica común introducir el material al horno que se encuentra ya a la temperatura de tratamiento, esto reduce el tiempo de proceso aunque se pueden tener inconvenientes por distorsión de las piezas.

La temperatura de austenización depende de la composición de la fundición, encontrándose entre los 850 y 950°C, el otro parámetro fundamental que es el tiempo, es evidente que depende del espesor, pero su determinación es más compleja que en un acero, ya que se

pretende que la austenita disuelva el suficiente carbono de los nódulos de grafito, hasta prácticamente su saturación, donde el proceso difusivo se ve afectado por la composición, microestructura de colada (es conveniente una estructura perlítica), dimensiones y distribución de los nódulos de grafito y la segregación presente en el material. En la tabla 3 se muestran el contenido de carbono en la austenita para diferentes temperaturas de precalentamiento.

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION (°C)	CONTENIDO DE CARBONO EN LA AUSTENITA (%)
850	0.73
900	0.93
1000	1.14

TABLA 3. Contenido de carbono en la austenita en función de la temperatura de precalentamiento.

La temperatura de austenización se definirá en función de las propiedades deseadas en virtud de que la mayor resistencia se obtendrá para temperaturas elevadas ( $T > 900^{\circ}\text{C}$ ), mientras que el mejor balance de resistencia con ductilidad se produce para temperaturas entre 820 y 900°C, aún cuando la reducción de la templabilidad hace necesario el empleo de elementos de aleación. Recapitulando se tiene que la austenización define, más que el tratamiento isotérmico, las propiedades del material, siendo necesario entonces un control estricto de la cuidando temperatura y que esta sea homogénea en el horno.

Para conservar la austenita sin transformas hasta la temperatura de tratamiento es necesario mover la nariz perlítica a al derecha o enfriar con una mayor rapidez (para esto es necesario considerar el espesor de la pieza), dadas las limitaciones que existen en este último caso, lo más usual consiste en incrementar la templabilidad del material, ya sea por elementos de aleación o mediante temperaturas de austenización más elevadas.

El elemento de aleación más usual es el molibdeno, el cual combina sus efectos con el níquel, siendo necesario mantener al manganeso por abajo del 0.3% ya que tiende a disminuir la tenacidad. En la figura 2 se puede observar el efecto del Molibdeno. Con el fin de

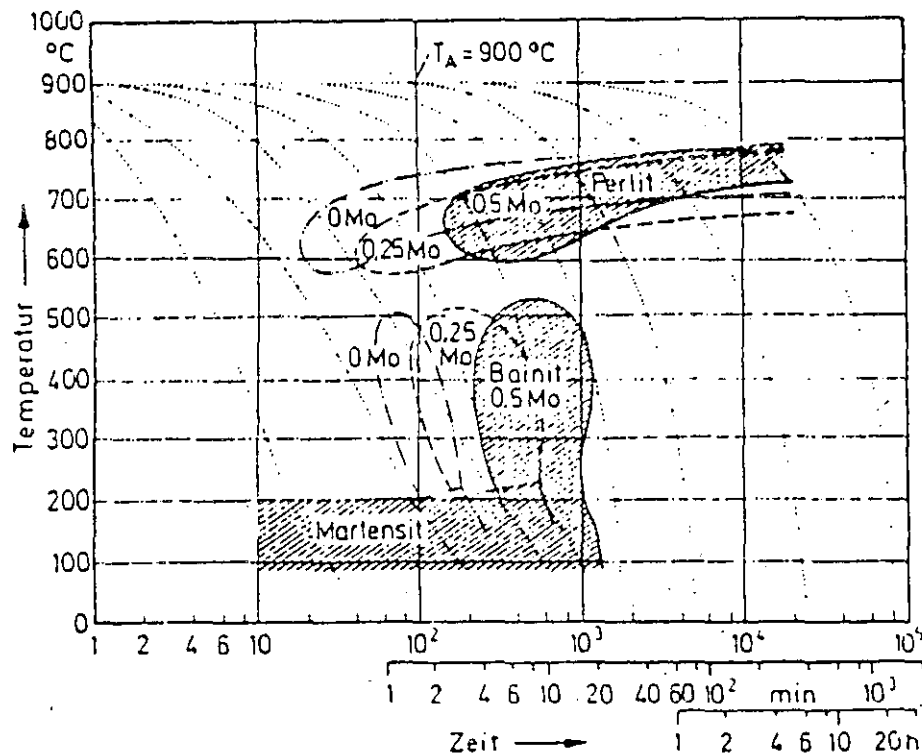


Figura 2 Efecto del Molibdeno en la templabilidad del material.

contrarrestar su acción antigrafitizante es práctica convencional adicionar de 0.5 a 1.5% de níquel o cobre, los cuales además incrementar la templabilidad.

La temperatura de transformación isotérmica, como ya se menciona con anterioridad, determina las características de la

microestructura resultante. Para temperaturas del orden de 350 a 470°C se produce una bainita con forma de placas, rodeada por austenita residual con un contenido de carbono de hasta 2%, al disminuir la temperatura se va reduciendo el espesor de las placas de bainita.

En función del tiempo de permanencia a la temperatura de tratamiento se obtendrá:

- a) Tiempos reducidos, en este caso la austenita no alcanza a enriquecerse lo suficiente en carbono como para que pueda permanecer estable a la temperatura ambiente, dando como resultado una microestructura formada por bainita, austenita retenida y martensita.
- b) Para tiempos intermedios, la austenita alcanza contenidos de carbono suficientes para permanecer estable a temperatura ambiente, sin formar martensita, presentando entonces una microestructura de bainita y austenita.
- c) Para una permanencia prolongada, el contenido de carbono en la austenita alcanza valores tales que se da lugar a la precipitación de carburos de alto silicio, disminuyendo la ductilidad. Para éste caso la microestructura resultante está formada por bainita, austenita y carburos.

En el caso de que la transformación se efectúe a temperaturas menos a 350°C la microestructura será de placas de bainita y austenita.

#### **Producción a Nivel Industrial**

Es evidente que si bien la obtención de una matriz bainítica en una fundición nodular proporciona innegables beneficios en cuanto a las propiedades mecánicas, el proceso requiere de un control estrecho en todas sus etapas demandando asimismo el empleo de fundiciones aleadas.

No solo es necesario un conocimiento profundo de las transformaciones a que se da lugar en el proceso sino también es necesario controlar la fusión y el vaciado del material de tal forma que se garantice composición química, así como la ausencia de inclusiones y porosidades en las piezas, todo lo que nos lleva a conceptualizar una planta de fundición un poco diferente a las convencionales. Para el tratamiento térmico se emplean:

- a) Austenización.

Para series pequeñas se emplean hornos de sales, mientras que para grandes volúmenes se recomiendan los hornos de atmósfera controlada.



## b) Tratamiento Isotérmico

Como medio de enfriamiento suelen emplearse; aceite y baños de sales, donde este último es el más usual.

Para optimizar el empleo de los hornos es práctica común mantener el material en éste sólo por unos minutos para después trasladar las piezas a una cámara u horno de aire caliente.

## Procesos alternativos

La aplicación de los métodos antes descritos significa la necesidad de instalaciones adicionales relativamente costosas, es por esto que se han desarrollado métodos alternativos, que aún cuando no permiten obtener las elevadas características antes descritas si promueven mejoras en las propiedades mecánicas del material, dentro de éstas se tienen:

### a) Desmoldeo en Caliente y enfriamiento controlado

Por éste proceso es posible obtener una estructura bainítica con elevada ductilidad y resistencia, aún cuando se requiere de fundiciones aleadas de elevada templeabilidad, para evitar así la formación de perlita.

El proceso consiste en el desmoldeo de la pieza a una temperatura mayor a la de inicio de la formación de perlita, ésta podría ser del orden de 840 a 900°C, dejándose entonces enfriar al aire, hasta que alcance la temperatura de transformación isotérmica, por ejemplo 400°C, transfiriéndose entonces a un horno de aire caliente o también se podría recubrir la pieza de un material aislante (cal). Se mantiene la pieza en esa condición durante el tiempo necesario para la transformación isotérmica de la austenita a bainita, para posteriormente dejar enfriar al aire.

Las ventajas de éste método son innegables en cuanto a costo operativo y en la inversión inicial.

### Desmoldeo en caliente y revenido.

En este proceso el desmoldeo se realiza a temperaturas similares al anterior para después dejar enfriar el aire hasta temperatura ambiente, para después someter la pieza a un revenido que permita la transformación de la martensita precipitada en el enfriamiento.

### Tratamiento isotérmico y revenido

Para algunas aplicaciones especiales, como para piezas expuestas a cambios frecuentes de temperatura, se aplica un método especial de tratamiento isotérmico. En este método se deja seguir el segundo paso de la transformación bainítica hasta finalizarse, por medio de un tratamiento de revenido a alta temperatura de una fundición tratada de manera "clásica", con la finalidad de transformar toda la austenita residual en bainita. De esta manera, se obtiene una estructura totalmente bainítica, de alta resistencia mecánica. El mismo tratamiento puede también hacerse con fundición nodular laminar.

La microestructura que se obtiene de esta manera es muy adecuada para piezas coladas que se exponen a cambios de temperatura: además de una buena conductividad térmica y bajo coeficiente de expansión térmica (ausencia de austenita) tienen la alta resistencia mecánica de la bainita y resisten a la formación de austenita con cambios frecuentes de temperatura alrededor de  $A_{c1}$ . Esta última propiedad es importante cuando hay que evitar la formación de martensita, por peligro de fisuras (p.ej. en discos de frenos).

## ACEROS MICROALEADOS

Estos aceros se clasifican dentro de los de alta resistencia, baja aleación (ARBA) donde en general este grupo comprende aceros estructurales y para usos misceláneos. Su límite de cedencia en general es superior a los 275 MPa y alcanza, en algunos casos valores superiores a 1000 MPa.

La denominación de microaleados se debe a que los aleantes en estos aceros se encuentran en porcentajes menores de lo típico, esto es menores de 0.2%, además de no contener elementos de aleación como son el cromo, níquel, molibdeno.

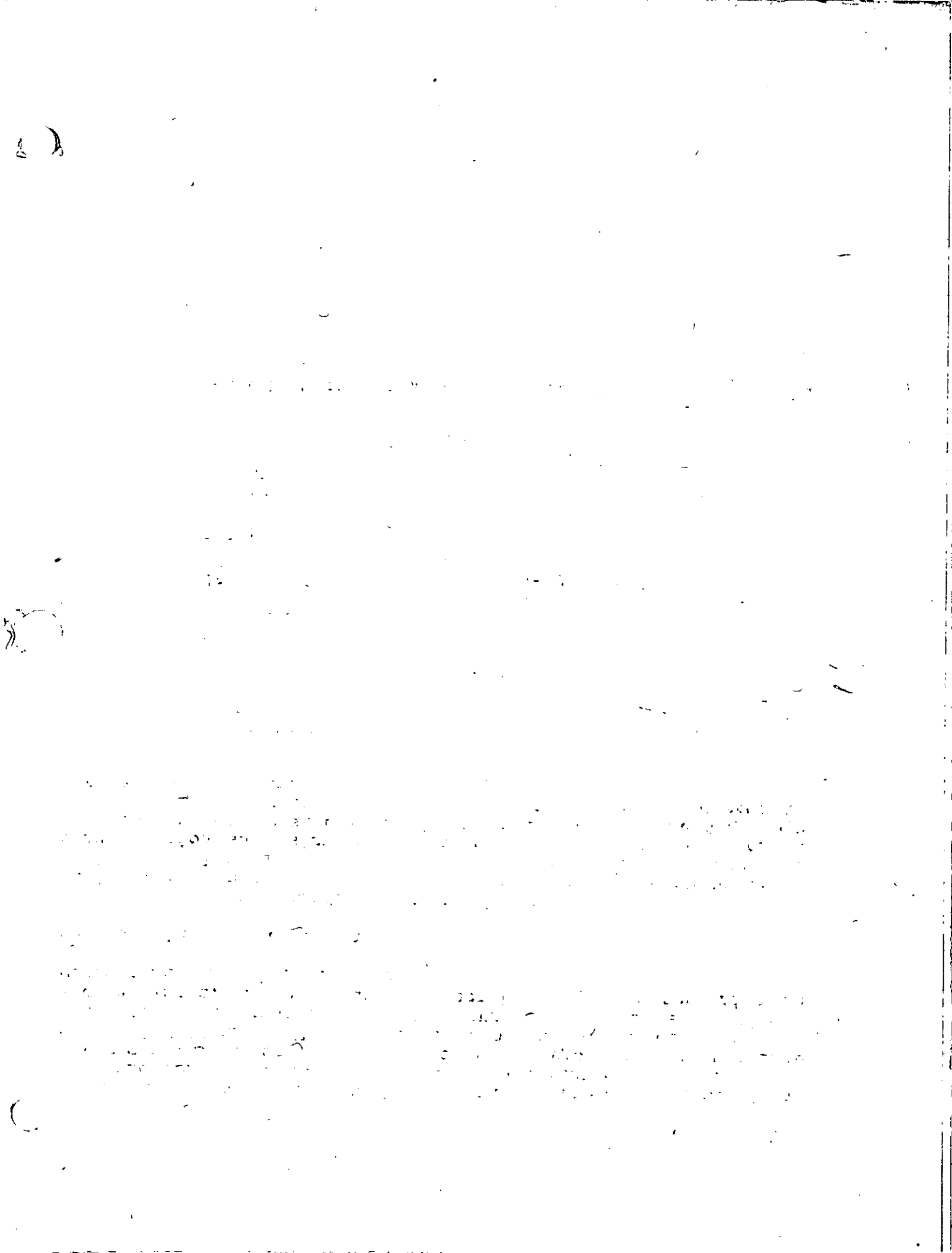
Estos aceros presentan esfuerzos de cedencia en el rango de los 350 a 700 MPa, con características adicionales debidas a su bajo contenido de carbono así como de aleantes, entre otras; buena formabilidad y soldabilidad, esfuerzos máximos más elevados, temperatura de transición muy por abajo de 0°C, todo aunado a un reducido costo.

En estos aceros el endurecimiento se produce mediante el control de tamaño de grano y por la presencia de precipitados.

Los efectos endurecedores del niobio y del vanadio en los aceros han sido conocidos desde la década de los 30's pero no fue sino hasta finales de los años cincuenta y principios de los sesentas que aceros ARBA, conteniendo dichos elementos se aplicaron a nivel industrial, como materiales estructurales.

A partir de 1972 éstos aceros se empezaron a utilizar en forma de hojas de pequeño espesor tanto laminados en caliente como en frío, para la industria automotriz en elementos tales como defensas, soportes, ruedas, elementos estructurales y partes de chasis, teniendo como principal ventaja una reducción en el peso.

En la Tabla 1 se muestra la composición típica de algunos aceros microaleados utilizados en la producción de chapa.





**FACULTAD DE INGENIERIA U.N.A.M.  
DIVISION DE EDUCACION CONTINUA**

**CURSOS ABIERTOS**

I CURSO INTERNACIONAL DE MATERIALES 1992

MODULO 3

TECNICAS DE CONTROL DE CALIDAD DE MATERIALES

**METALOGRAFIA CUANTITATIVA**

JUNIO, 1992

# METALOGRAFIA CUANTITATIVA

## ESTEREOLOGIA

D. M. K. de Grinberg  
División de Estudios de Posgrado, Facultad de Ingeniería  
UNAM

### CAMPO DE ACCION DE ESTA CIENCIA:

- 1) En Industria.
- 2) En investigación.

### MICROSCOPIA CUANTITATIVA: (INTERDISCIPLINARIA)

Matemáticos  
Metalurgistas  
Petrógrafos  
Anatomistas  
Biólogos  
Ceramistas  
Geómetras

- 1) Las propiedades de los metales son el resultado de la estructura microscópica creada durante los procesos de fabricación.
- 2) Cuando un metal no cumple con nuestras especificaciones, debemos justificar ante el fabricante o vendedor su devolución.
- 3) En una investigación, fundamental o industrial, la metalografía cuantitativa puede ser un argumento contundente en nuestros argumentos.

### ESCALA:

- 1) Las estructuras o microestructuras que son visibles al microscopio y no en escala atómica o macroscópica.
- 2) Las magnificaciones son las de un microscopio óptico o electrónico.

### RAMAS DE LA ESTEREOLOGIA:

Morfometría  
Microscopia cuantitativa  
Metalografía  
Metalografía estereométrica

## PRINCIPIOS:

La ESTEREOLOGIA es la ciencia que caracteriza numéricamente los aspectos geométricos de una estructura

La estereología maneja relaciones cuantitativas entre las medidas realizadas sobre el plano bidimensional de pulido y las magnitudes de los aspectos microestructurales, en tres dimensiones, de la aleación.

## NOMENCLATURA BASICA

- 1) Estructura es "algo" hecho con partes interdependientes con un esquema de organización definida.
- 2) Componentes de la estructura los podemos identificar las fases termodinámicas aunque a veces también se les llama objetos o partículas.
- 3) Espacio contenedor puede ser asociado con lo que en metales y aleaciones se llama matriz aunque puede contener partículas que no sean de nuestro interés.
- 4) Densidad de volumen de un componente en el espacio contenedor, es la medida del volumen de una fase comparada con el volumen de ensayo seleccionada.
- 5) Densidad de superficie de un componente en una superficie contenedora, es la medida de la superficie de una fase en una superficie de ensayo.
- 6) Densidad de longitud de un componente es la relación de la longitud medida comparada con una longitud de ensayo.
- 7) Densidad numérica de un componente es una medida del número de partículas presentes.
- 8) Sección es un plano, imaginario o real que intersecta a la estructura.
- 9) Perfil es la imagen de cualquier componente espacial sobre la sección.
- 10) La imagen debe estar relacionada matemáticamente con la estructura en el volumen.
- 11) Procedimientos geométricos de estudio: Sección por un plano, rebanadas de ensayo, líneas de ensayo.
- 12) Se debe mantener una relación con la distribución en volumen, para cualquier componentes sobre un plano o una línea.
- 13) La estereología ha generado relaciones precisas entre las relaciones medidas sobre secciones con las correspondientes relaciones en la estructura espacial.

SIMBOLOS BASICOS

- 1) Los puntos pueden existir como tales en un espacio, o se pueden formar por intersección de una línea con otra o con un plano o superficie curva.
- 2) Los símbolos P, L, A, S ó V se refieren, de manera no especificada, a elementos puntuales que aparecen en la microestructura o puntos de ensayo.
- 3) L se refiere a longitudes de elementos lineales o longitud de la línea de ensayo.
- 4) Con A se nombra un área plana de intersección o el área de ensayo.
- 5) S se refiere a una superficie no plana.
- 6) V es un volumen en tres dimensiones o un volumen de ensayo.
- 7) Se conocen las ecuaciones básicas para puntos, líneas, superficies y volúmenes en una microestructura.

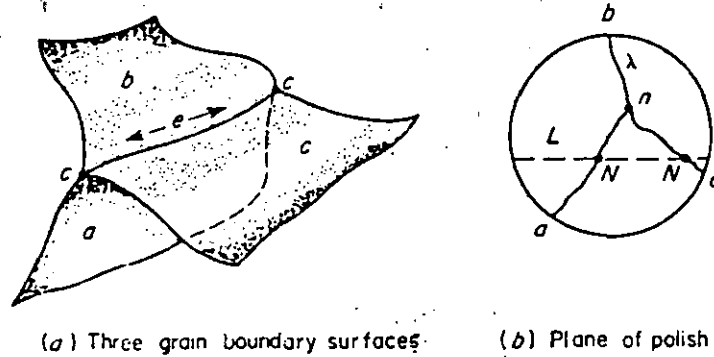
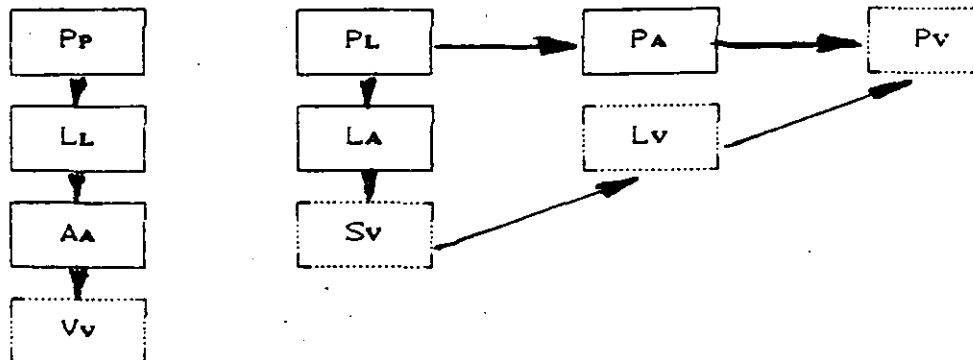


Figura 1 - Superficies, líneas y puntos en tres dimensiones y en una sección en dos dimensiones.

La tabla siguiente muestra las correlaciones entre características microestructurales que pueden o no ser medidas. De estos Pp, PL, PA, LL, LA, y AA son medibles. El resto puede ser calculado a partir de ellos.





I) Pp.

**Pp** = Fracción de puntos (No. de elementos puntuales por el No. total de puntos ensayados). [Sin unidades. Nombre: Conteo de puntos].

- 1) El conteo de puntos se refiere a puntos de ensayo como pueden ser los nodos de una rejilla de conteo o los puntos extremos de una línea de ensayo.
- 2) Los elementos de medida pueden colocarse en el ocular del microscopio y superponer su imagen a la de la microestructura.
- 3) También es posible disponer de rejillas transparentes que se pueden superponer sobre una microfotografía.

Ejemplos:

- A) Medición del porcentaje de fases.

Supongamos que la microestructura consta de dos componentes  $\alpha$  y  $\beta$  y necesitamos conocer la proporción relativa presente. Para ello, contaremos el número de nodos  $P_A$  de la rejilla que caen sobre la fase  $\alpha$  y lo dividiremos por el número total de nodos. Así, se obtiene la relación:

$$P_p = P_A / P_T \quad (1)$$

- a) Procedimientos.

- 1) Los nodos que caen en el límite entre una y otra fase deben contarse como 0.5.
- 2) Se han desarrollado análisis teóricos sobre el número de medidas que es necesario realizar para alcanzar una cierta precisión en la determinación.
- 3) Se pueden utilizar retículas con diferente espaciado entre nodos y con distinto número total de nodos. Ambas características pueden hacer variar la precisión de la determinación.
- 4) En general el espaciado se elige del mismo orden que la separación entre dos regiones de la misma fase y en la mayoría de los casos el número de nodos puede ser de 3x3, 4x4 o 5x5.
- 5) Se puede instalar un retículo en el ocular del microscopio, de manera de variar el espaciado entre los nodos cambiando la magnificación del objetivo.

II) Pl.

**Pl** = No. de puntos de intersecciones por la unidad de longitud de la línea de ensayo. [Unidades:  $\text{mm}^{-1}$ . Nombre: Conteo de puntos].

Ejemplos: A) DETERMINACION DEL TAMAÑO DE GRANO.

a) Procedimientos

- 1) La línea de ensayo debe tener una longitud establecida de antemano.
- 2) Se la puede dibujar sobre una lámina transparente para superponerla a una microfotografía que muestre una superficie cubierta por límites de grano.
- 3) Se cuentan las veces que los límites intersectan la línea.
- 4) Como se conoce la longitud de la línea y la amplificación de fotografía se puede deducir el tamaño de grano.
- 5) Sea una línea de 100 mm y supongamos que el número de intersecciones sea 30.

La distancia entre dos intersecciones será  $100 \text{ mm} / 30 = 3.33 \text{ mm}$ .

Si la foto fue amplificada a 100X, el diámetro real del grano será:

$$3.33 \text{ mm} / 100 = 0.003 \text{ mm} = 3 \mu\text{m} = 30 \text{ micrones.}$$

La Fig. 2 muestra un nomograma para obtener el número de tamaño de grano ASTM a partir del número de intersecciones. Para el caso discutido en el párrafo anterior el número ASTM es 7.2.

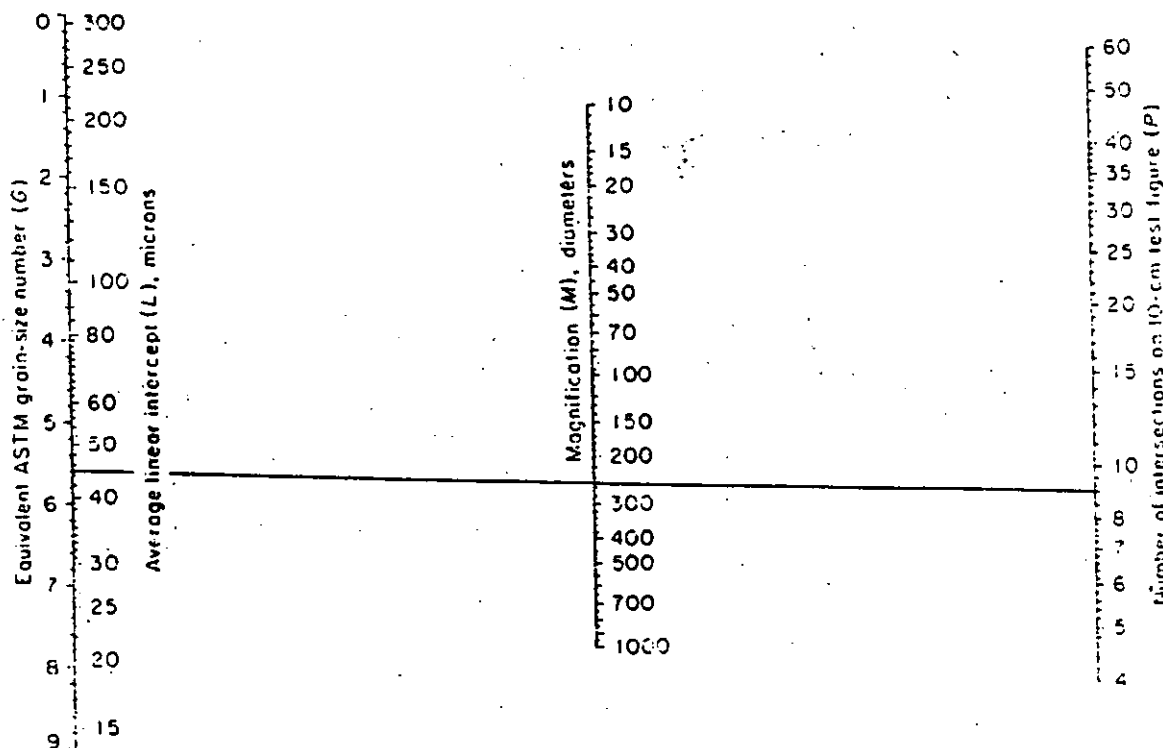


Figura 2 - Nomograma para obtener el número de tamaño de grano ASTM a partir del número de intersecciones.

## B) DETERMINACION DE ESTRUCTURAS ELONGADAS

- a) Procedimiento:
- 1) Si un material fue sometido a una deformación mecánica, se puede determinar el grado de estiramiento de los granos (banding), por la técnica de intersección.
  - 2) Se toma una muestra de aluminio laminado en frío.
  - 3) La superficie longitudinal, perpendicular al plano y a la dirección de laminación se pule y ataca para revelar los granos.
  - 4) Al observar los granos al microscopio se aprecia que éstos están elongados en la dirección de laminación.
  - 5) Se superpone sobre una foto de la estructura laminada una línea de ensayo y se toma una medida de los puntos de intersección en el sentido de laminación ( $PL'$ ) y otra perpendicular a ella ( $PL''$ ).
  - 6) El cociente entre ambas da una medida de la direccionalidad de la estructura.
  - 7) En muchos casos es posible emplear una línea cerrada que por comodidad de dibujo se la elije circunferencial.
  - 8) Este tipo de línea da siempre el promedio de tamaño de grano, es útil cuando se estudian estructuras equiáxicas.

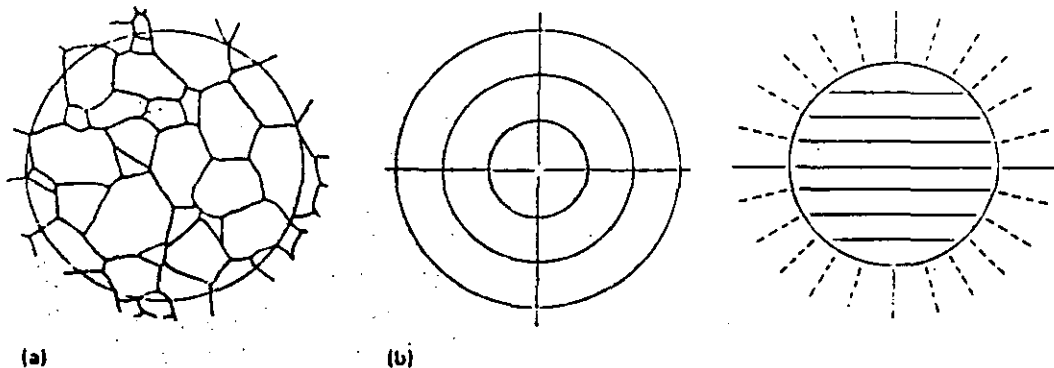


Figura 3 - a) Reticulo de conteo para medidas de tamaño de grano. b) Reticulo especial con círculos y líneas de distintas dimensiones. c) Reticulo especial para medidas en estructuras orientadas.

### III) NL.

NL es el número de intersecciones de objetos o aspectos característicos de la estructura por unidad de longitud de la línea de ensayo.

Ejemplos:

A) CONTEO DE NODULOS EN UNA FUNDICION NODULAR.

a) Procedimiento:

- 1) Empleemos un sistema de medida como el mostrado en la Fig. 4. Este consta de una línea de ensayo que se desplaza paralela a si misma durante la operación de conteo.
- 2) Si la longitud total de medida es 1.0 cm y se cuentan 16 intersecciones  $N_L$  será igual a  $1.6 \text{ mm}^{-1}$ .

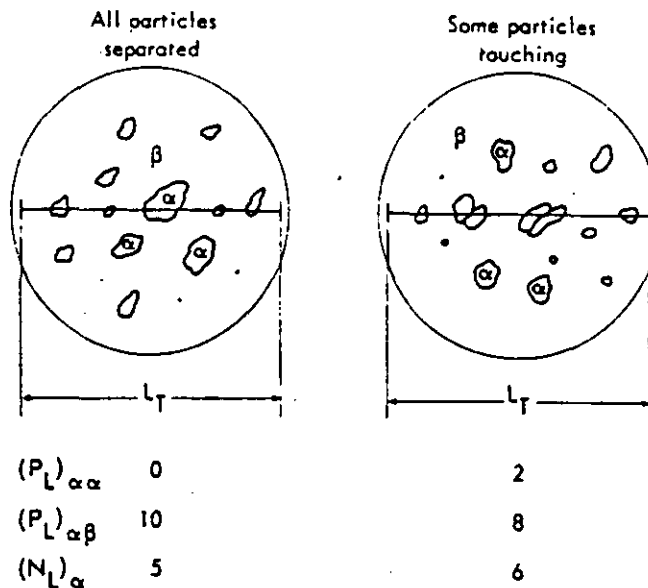


Figura 4 - Sistema de conteo para medidas en estructuras con partículas pequeñas, tales como nódulos.

- 3) Para cualquier partícula intersectada por la línea de ensayo, contamos una vez por partícula intersectada ( $N_L$ )
- 4) Para intersecciones de las interfases entre la partícula y la matriz ( $P_L$ ) se cuenta cada una dos veces.
- 5) 
$$P_L = 2 N_L \quad (2)$$
- 6) En el caso más general de dos fases, se puede escribir:

$$(N_L)_{\alpha} = \frac{2(P_L)_{\alpha\alpha} + (P_L)_{\alpha\beta}}{2} \text{ mm}^{-1} \quad (3)$$

- 7) Cuando todas las partículas se encuentran separadas entre si ( $(P_L)_{\alpha\alpha} = 0$ ) se obtiene la expresión (2).

#### IV PA.

$P_A$  = No. de características puntuales dividido el área total de  $\text{cm}^2$  vo.  
[Unidades:  $\text{mm}^{-2}$ . Nombre: Densidad lineal].

$$P_A = \frac{P}{A} \quad (4)$$

Ejemplos:

- A) CONTEO DE LOS PUNTOS TRIPLES EN UNA ESTRUCTURA DE LIMITES DE GRANO.
- B) CONTEO DEL NUMERO DE DISLOCACIONES QUE EMERGEN EN EL PLANO Y QUE SON REVELADAS SOBRE EL COMO PUNTOS DE CORROSION.
- 1) El área de ensayo puede ser simplemente la de un círculo de radio conocido, dibujado sobre un material transparente que superponemos sobre una microfotografía.
- 2) A veces resulta más conveniente tener dividido el área de medida en regiones más pequeñas para evitar cometer errores de lectura.
- 3) Una opción mejor puede ser un retículo formado por cuadrados o un círculo atravesado por radios. Fig. 3.

#### V) NA.

- 1) La misma técnica descripta antes puede emplearse para contar el número de objetos en una cierta área de la microestructura.
- 2) Los objetos que pueden ser precipitados, poros o una segunda fase.
- 3) Si la fase a contar se encuentra cubriendo todo el espacio,  $V_v = 1$ .
- 4) Si las partículas u objetos no llenan completamente el espacio,  $V_v < 1$ .
- 5) Para el caso en que  $V_v = 1$ , se emplea el método de Jeffries que se basa en contar los granos,  $N_w$ , que se encuentran localizados dentro del área seleccionada, A, y los granos,  $N_i$ , que se encuentran en la periferia y que son cortados por el perímetro del área A. Si se cuentan suficientes granos perimetrales, en promedio su cuenta debe ser dividida por 0.5.

Así, se obtiene el número total de granos,  $N_T$ :

$$N_T = N_w + 0.5 N_i \quad (5)$$

con

$$N_A = N_T / A \quad (6)$$

Por ejemplo, en la Fig. 3 tenemos una estructura de granos donde:

$$N_w=20$$

y

$$N_i=21$$

por (5)

$$N_T = 20 + 10.5 = 30.5$$

en este caso

$$A = 0.5 \text{ mm}^2 \text{ por lo que } N_A = 30.5 / 0.5 = 61 \text{ mm}^{-2}$$

- 6) Un segundo método para obtener  $N_A$  cuando  $V = 1$ , se basa en el conteo de puntos triples o vértices de grano dentro de una cierta área.
- 7) Aplicando la ecuación de Euler que relaciona el número de polígonos, de aristas y de vértices sobre una sección plana, las trazas de los límites que convergen en un punto triple,  $P$ , es:

$$N_T = 0.5 P + 1 \quad (7)$$

y nuevamente,

$$N_A = N_T / A$$

- 8) Cuando se presentan condiciones de no-equilibrio en que cuatro aristas convergen en un punto se debe compuntar como dos puntos triples.

#### VI) AA.

- 1) Este símbolo representa el área relativa de una fase o constituyente por unidad de área de la microestructura.

**AA = Suma de las áreas interceptadas dividida el área total de ensayo.**  
[Unidades:  $\text{mm}^2/\text{mm}^2$ . Nombre: Fracción de área].

Ejemplos:

#### AD. PORCIENTO DE FASES.

- a) Procedimiento:
  - 1) Para medir AA, si no se dispone de planímetros u otros medios electrónicos, se puede recortar la fase en estudio de una microfotografía.
  - 2) Se pesan todas las porciones recortadas de la fase.
  - 3) Se compara dicho peso el peso total de la fotografía.
  - 4) O con el peso de un área seleccionada para el caso.
  - 5) También se puede medir el área ocupada por una fase superponiendo una rejilla cuadrada y contando el número de cuadrados completos ocupados por la fase y agregando el valor estimado de los cuadrados no completos.
  - 6) El método para medir áreas es más tedioso que el de puntos de intersección y este último, además de ser equivalente, es más sencillo.

## VIII) LL.

- 1) El análisis lineal se refiere a de longitudes de interés con medidas sobre líneas de ensayo aplicadas al azar sobre la microestructura.
- 2) El análisis lineal se aplica mejor a casos en que el componente ocupa regiones grandes de la microestructura, que en los casos de dispersiones finas.
- 3) Las longitudes de las intersecciones individuales se miden separadamente en distintas regiones y luego se suman. Cuando la suma se compara con la longitud total atravesada, se obtiene LL.

LL = Suma de las longitudes de las intersecciones lineales dividida por la longitud total de la línea de ensayo. [Unidades: mm/mm. Nombre: Fracción de línea].

a) Procedimientos:

- 1) La Fig. 5 muestra como se hace la determinación de LL por medio de un sistema mecánico llamado contador de Hurnbut.

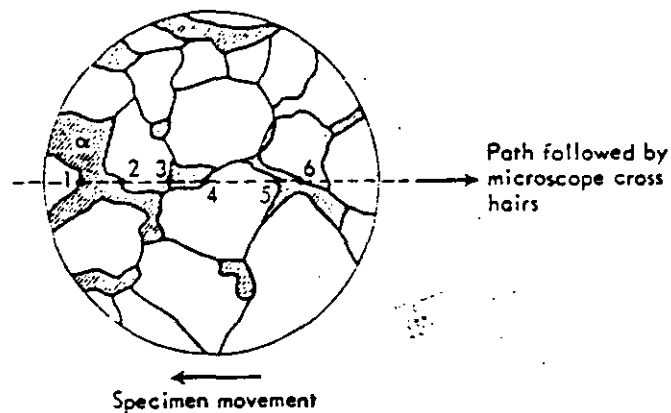


Figura 5 - Sistema de conteo para medidas de LL usando el sistema de Huribut.

- 2) El contador tiene un motor de velocidad constante que desplaza la platina, y por lo tanto la muestra, bajo el retículo en cruz del microscopio.
- 3) El sistema tiene botones para detener el desplazamiento cuando se cruza las fronteras entre las fases, y el cruce queda registrado.

## VIII) LA.

LA = Suma de características lineales dividida por el área total de ensayo. [Unidades: mm/mm<sup>2</sup>. Nombre: Perímetro total].

## ECUACIONES BASICAS

- 1) A partir de las mediciones anteriores se puede calcular  $V_v$ ,  $S_v$  y  $V_v$  a través de las ecuaciones siguientes:

$$V_v = AA = LL = Pp \text{ [Unidades: } mm^0 \text{]} \quad (8)$$

$V_v$  = Suma de los volúmenes de alguna característica dividida el volumen total de ensayo. [Unidades:  $mm^3/mm^3$ . Nombre: Fracción de volumen].

$$S_v = (4/\pi) LA = 2 PL \text{ [Unidades: } mm^{-1} \text{]} \quad (9)$$

$S_v$  = Superficie o área de la interfase dividida el volumen total de ensayo. [Unidades:  $mm^2/mm^3$ ].

$$L_v = 2 PA \text{ [Unidades: } mm^{-2} \text{]} \quad (10)$$

$L_v$  = longitud de alguna característica dividida el volumen total de ensayo. [Unidades  $mm/mm^3$ ].

La Fig. 6 muestra las interrelaciones entre las medidas de áreas, longitudes y puntos, AA, LL y Pp dadas por la relación anterior.

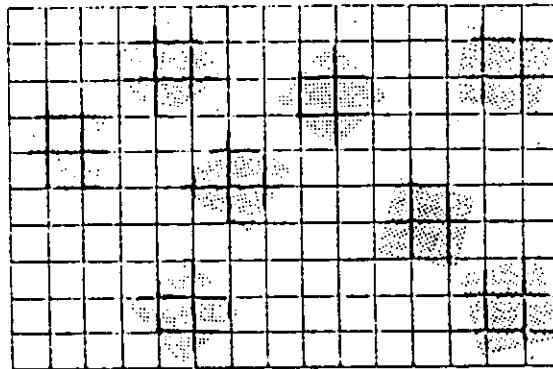


Figura 6 - Equivalencia de las relaciones de área, lineal y puntual  
 $AA = LL = Pp$ .

- 2) La ecuación (9) combina dos ecuaciones importante, las cuales requieren la medida de PL:

$$S_v = 2 PL \quad (11)$$

y

$$LA = \pi/2 PL \quad (12)$$

- 3) Cuando se necesita el área de una superficie por unidad de volumen se emplea la ecuación (11).

- 4) Ejemplos:

- a) MEDIR EL AREA DE LAS SUPERFICIES DE LOS LIMITES DE GRANO.



- b) ANALIZAR PRECIPITADOS A LOS LIMITES DE GRANO.
- c) CALCULAR EL AREA DEL LIMITE DE INTERFASE EN UNA ALEACION EUTECTICA
- 5) Cuando interesan líneas sobre una superficie pulida se prefiere la ecuación (12).
- 6) Ejemplos:
  - A) MEDIR LAS TRAZAS DE LOS LIMITES DE GRANO SOBRE LA SUPERFICIE EXPUESTA AL MEDIO CORROSIVO.
  - B) MEDIR LA DEFORMACION EN LA PROXIMIDAD DE UNA IMPRONTA DE DUREZA POR MEDIO DE CIRCULOS CONCENTRICOS.
  - C) EL CONTEO DE LINEAS DE DISLOCACIONES ( $\rho_A$ ) PARA CALCULAR LA DENSIDAD DE DISLOCACIONES ( $L_v$ ).

La fracción de volumen,  $V_v$ , se emplea en metalurgia de muchas maneras, una es la mostrada por la Fig. 7.

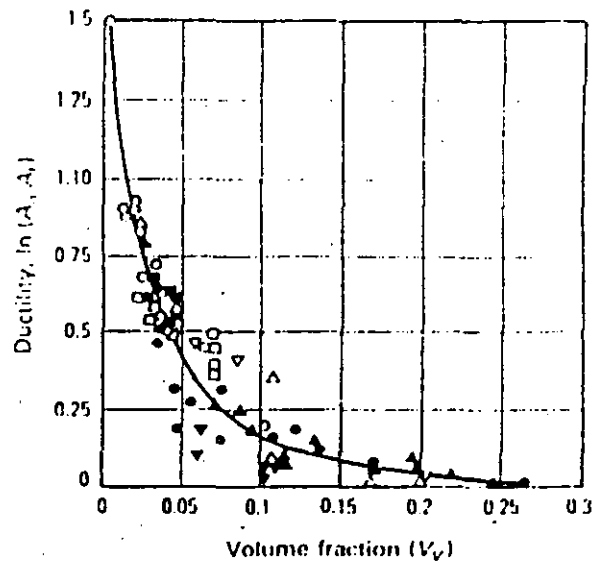


Figura 7 - Relación entre la ductilidad y la fracción de volumen de varias dispersiones en cobre.

#### METODOS DE MEDIDA

- 1) Los métodos más antiguos de medida se basan en la comparación de la imagen metalográfica con patrones.
- 2) Patrones para inclusiones en aceros: ASTM E 45.
- 3) Patrones para tamaño de grano en aluminios: ASTM E 112, Placa I.

- 4) Patrones para aceros inoxidables austeníticos: ASTM E 112, Placa II.
- 5) Patrones para latones: ASTM E 112, Placa III.
- 6) Patrones para aceros al carbono y aleados: ASTM E 112, Placa IV.

#### ESTUDIO DE INCLUSIONES NATURALES Y ACCIDENTALES.

- 1) Por observación al microscopio una muestra metálica pulida, lo único reconocible son las inclusiones y los poros.
- 2) Las inclusiones son impurezas insolubles en el metal.
- 3) En aceros son muy importante ya que dan idea de la calidad de un acero desde el punto de vista de las condiciones de fabricación.
- 4) Las inclusiones se clasifican en accidentales y naturales.
- 5) Las inclusiones accidentales pueden provenir de los refractarios del horno o de la escoria que quedó atrapada o de un proceso de purificación deficiente. (Fig. 8).

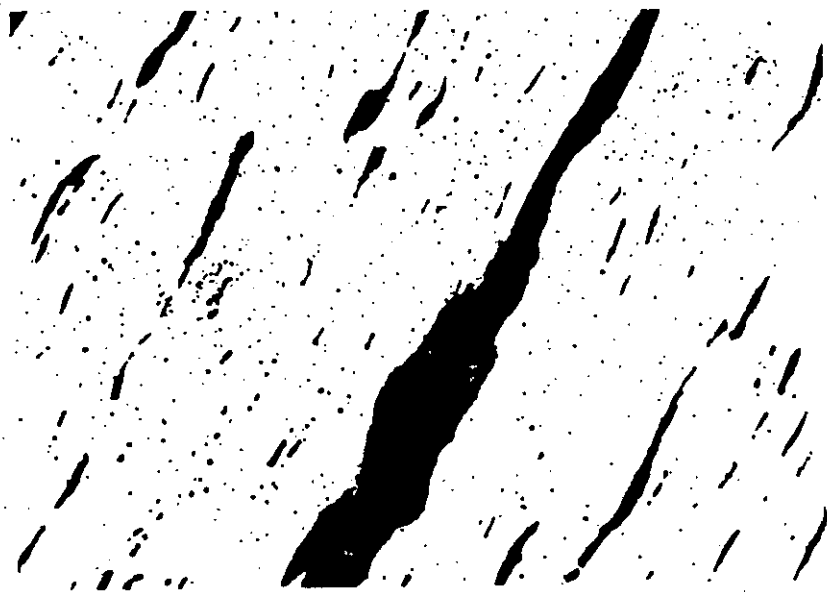


Figura 8 - Escoria accidental producida por atrapamiento de material de la pared del horno.

- 6) Las inclusiones naturales son precipitadas a partir del metal fundido por el cambio de solubilidad con la temperatura.
- 7) Se hallan bajo la forma de óxidos o nitruros.
- 8) Tales inclusiones pueden ser consideradas como parte del metal.

## INCLUSIONES EN ACEROS

- 1) Durante el enfriamiento del acero la solubilidad del oxígeno disminuye.
- 2) En lugar de separarse sólo como burbujas de aire, también precipita como óxidos de hierro y óxidos de aleantes.
- 3) Si los óxidos llegan a la superficie antes de que el metal solidifique se eliminan como escoria en la superficie.
- 4) Si no llegan a la superficie antes de que el metal solidifique forman glóbulos que quedan incluidos en su interior.
- 5) Otras inclusiones provienen del mineral formado por óxidos de hierro ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{FeO}$ ), óxido de calcio ( $\text{CaO}$ ) y óxido de magnesio ( $\text{MgO}$ ), y sulfuro de hierro ( $\text{FeS}$ ). Estas son las principales inclusiones que pueden aparecer en el acero.
- 6) Antes o durante la colada del metal fundido se le agregan o no desoxidantes.
- 7) Sin desoxidantes el aire forma poros y burbujas.
- 8) Con distintos desoxidantes se obtienen aceros muertos, semi-muertos y muertos superficialmente (rimmed).
- 9) Los aceros muertos son desoxidados con hierro silicio, aluminio u otros desoxidantes energéticos como circonio y son empleados, por ejemplo, para forja.
- 10) Los aceros semimuertos son desoxidados con manganeso y hierro silicio.
- 11) Los aceros "rimmed" tienen agregado aluminio y la eliminación de los gases es sólo superficial, dando materiales de muy buena superficie aunque con bastantes poros en el interior.
- 12) El agregado de manganeso ( $\text{Mn}$ ), silicio ( $\text{Si}$ ) y aluminio ( $\text{Al}$ ) causa la precipitación de óxido de silicio ( $\text{SiO}$ ), óxido de hierro ( $\text{FeO}$ ), óxidos mixtos de hierro y manganeso ( $\text{FeO.MnO}$ ) y de hierro y aluminio ( $\text{FeO.Al}_2\text{O}_3$ ). Lo mismo se puede decir de los nitruros y sulfuros.

A

(Sulfide Type)

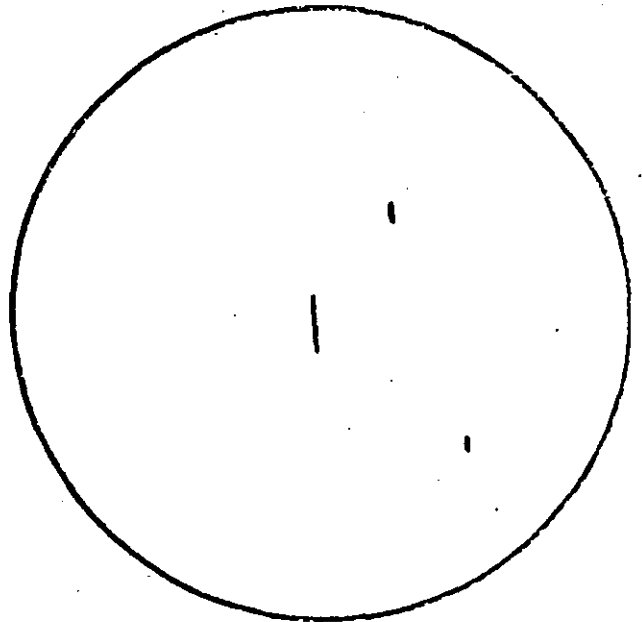
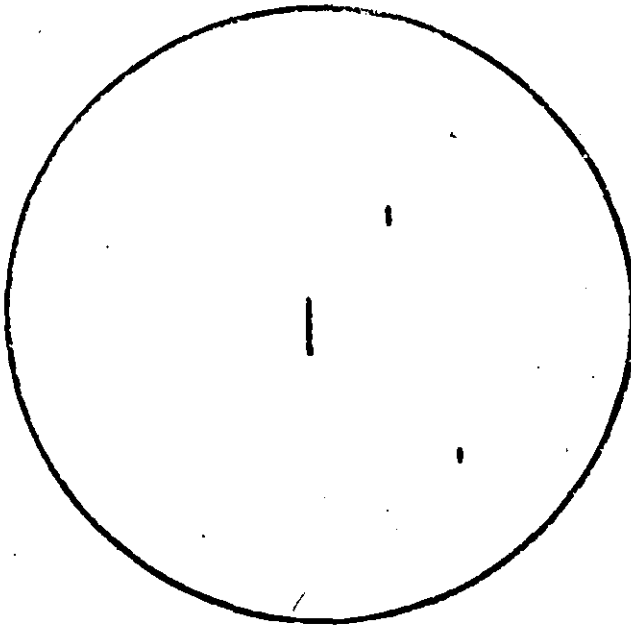
THIN SERIES

Thickness up to approx. 4 microns (0.00016 in.)

HEAVY SERIES

Thickness approx 6 microns (0.00025 in.)

1



2

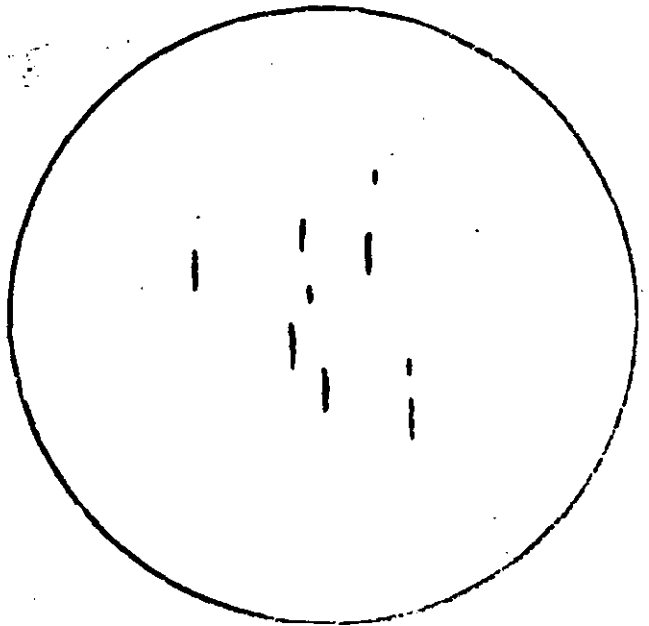
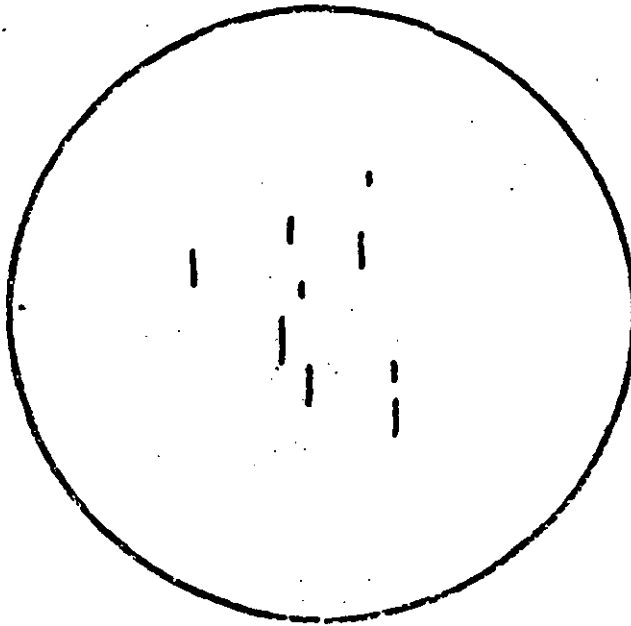


Figura 9 - Patrón para la determinación de inclusiones en aceros.  
ASTM 45 Placa D. A: tipo sulfuros a 100X.

**B**

(Alumina Type)

**THIN SERIES**

Thickness up to approx. 9 microns (0.00035 in.)

**HEAVY SERIES**

Thickness approx. 15 microns (0.0006 in.)

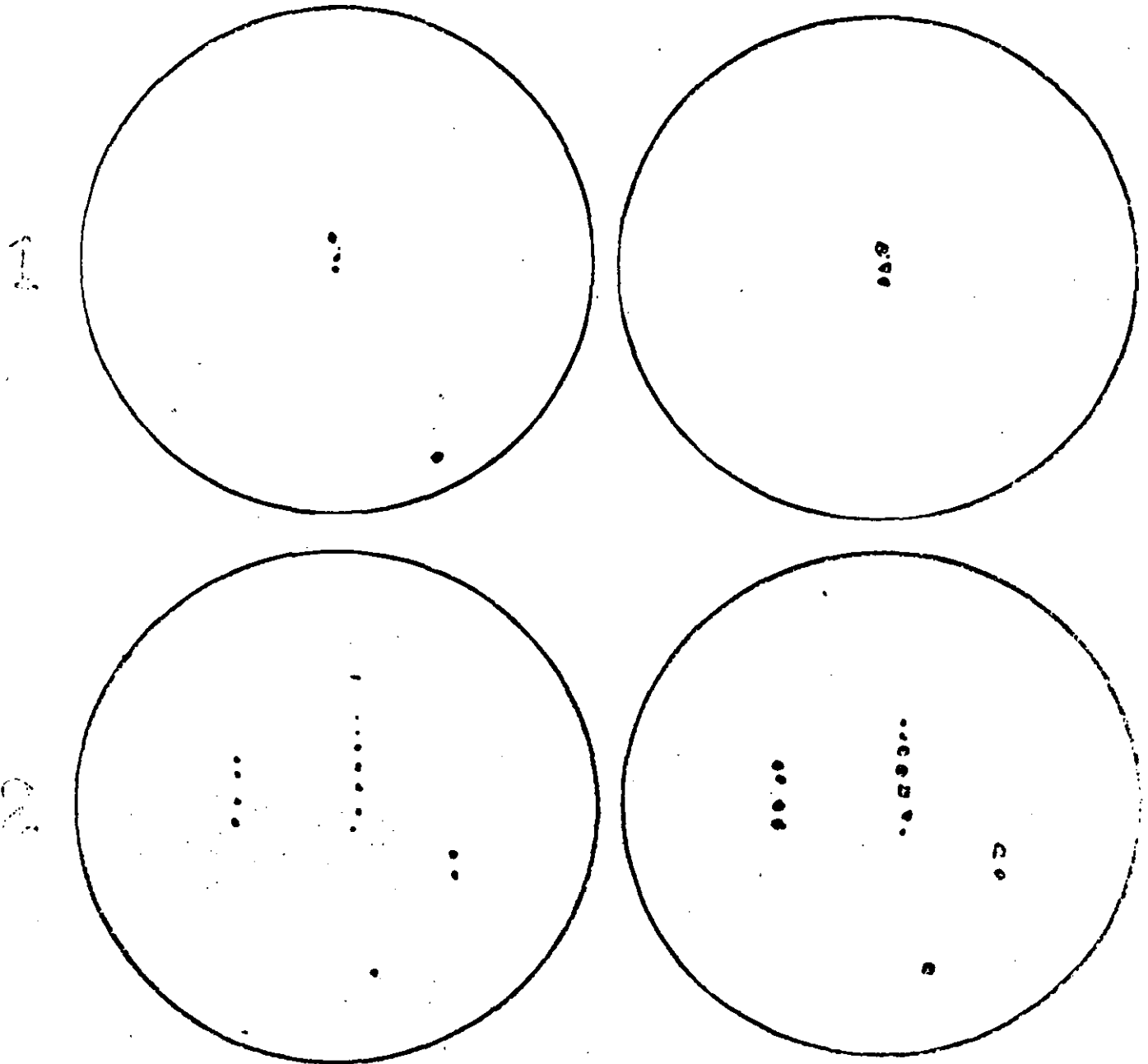


Figura 10 - Patrón para la determinación de inclusiones en aceros. (ASTM 45 Placa I). B: tipo alumina a 100X.

C

(Silicate Type)

THIN SERIES

Thickness up to approx. 5 microns (0.0002 in.)

HEAVY SERIES

Thickness approx. 9 microns (0.00035 in.)

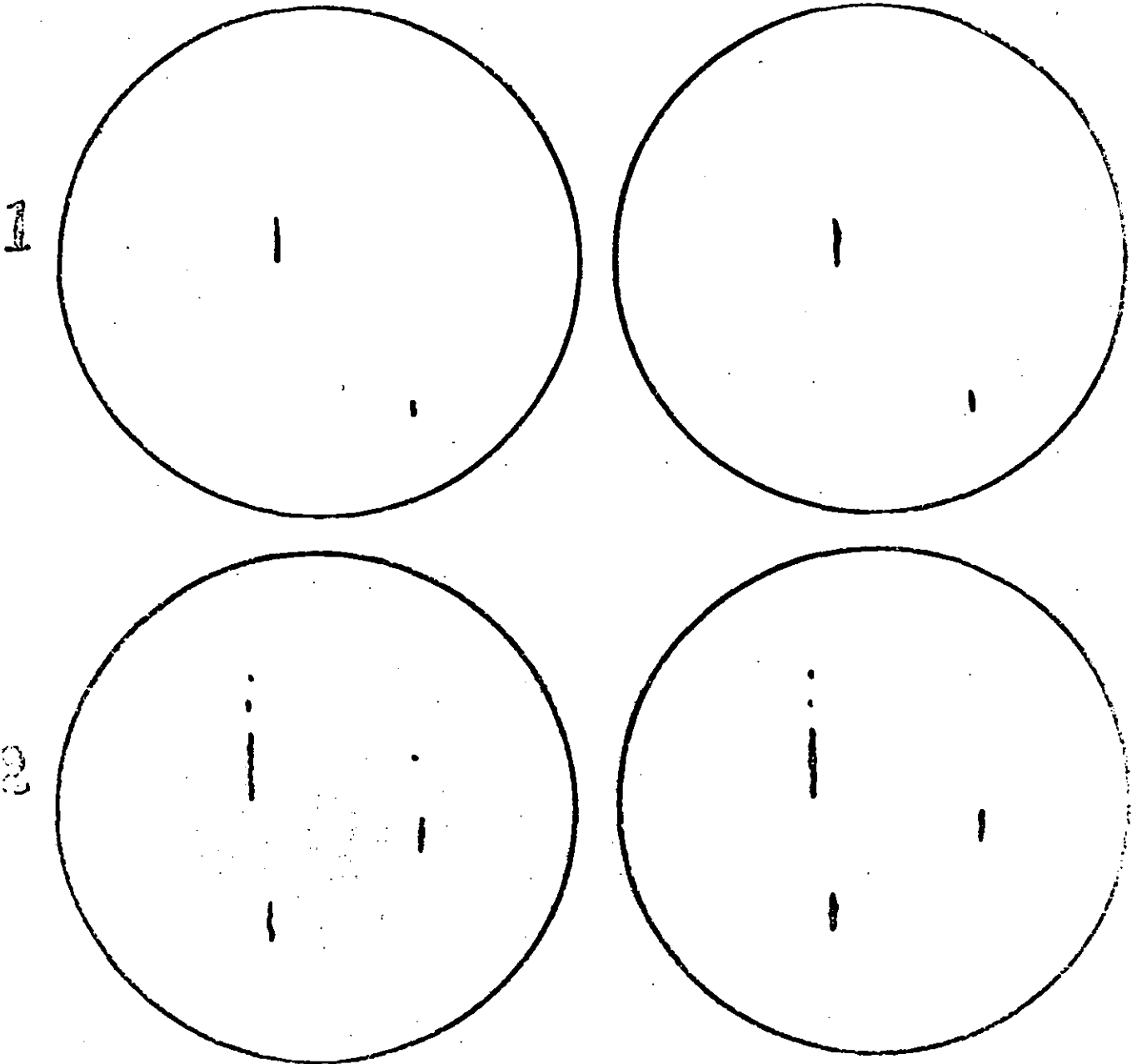


Figura 11 - Patrón para la determinación de inclusiones en aceros.  
(ASTM 45 Placa I). C: tipo silicato a 100X.

D

(Globular Type Oxides)

THIN SERIES

Thickness up to approx. 8 microns (0.0003 in.)

HEAVY SERIES

Thickness approx. 12 microns (0.0005 in.)

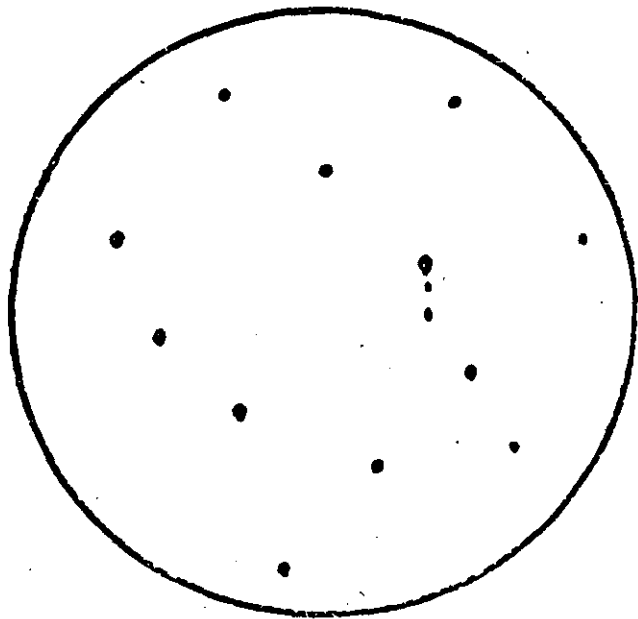
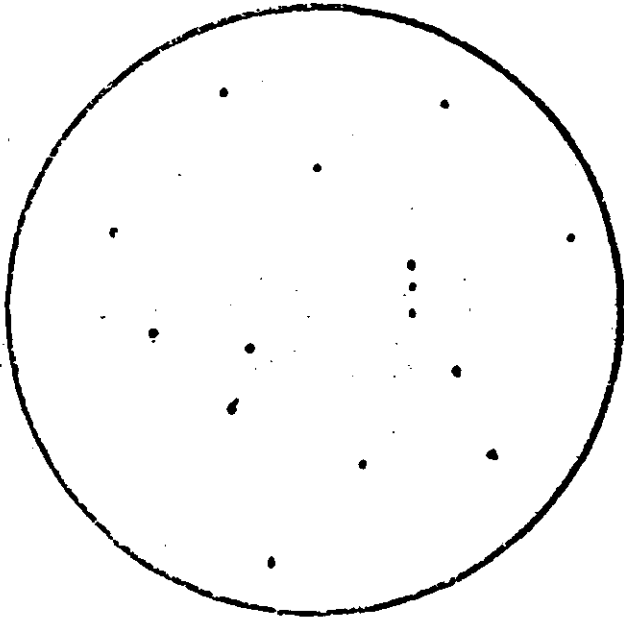
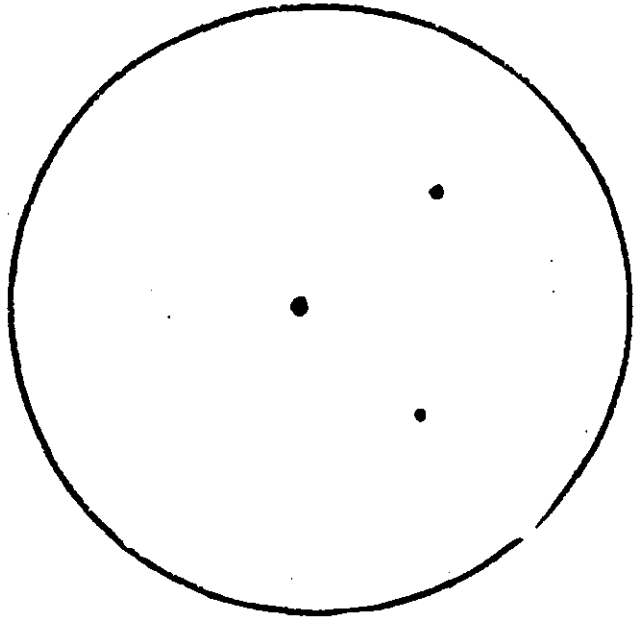
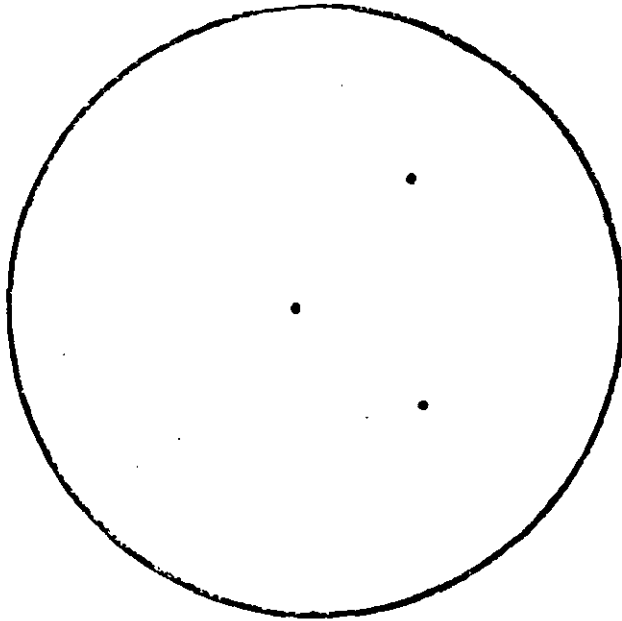


Figura 12 - Patrón para la determinación de inclusiones en aceros.  
(ASTM 45 Placa I). D: tipo óxidos globulares a 100X.

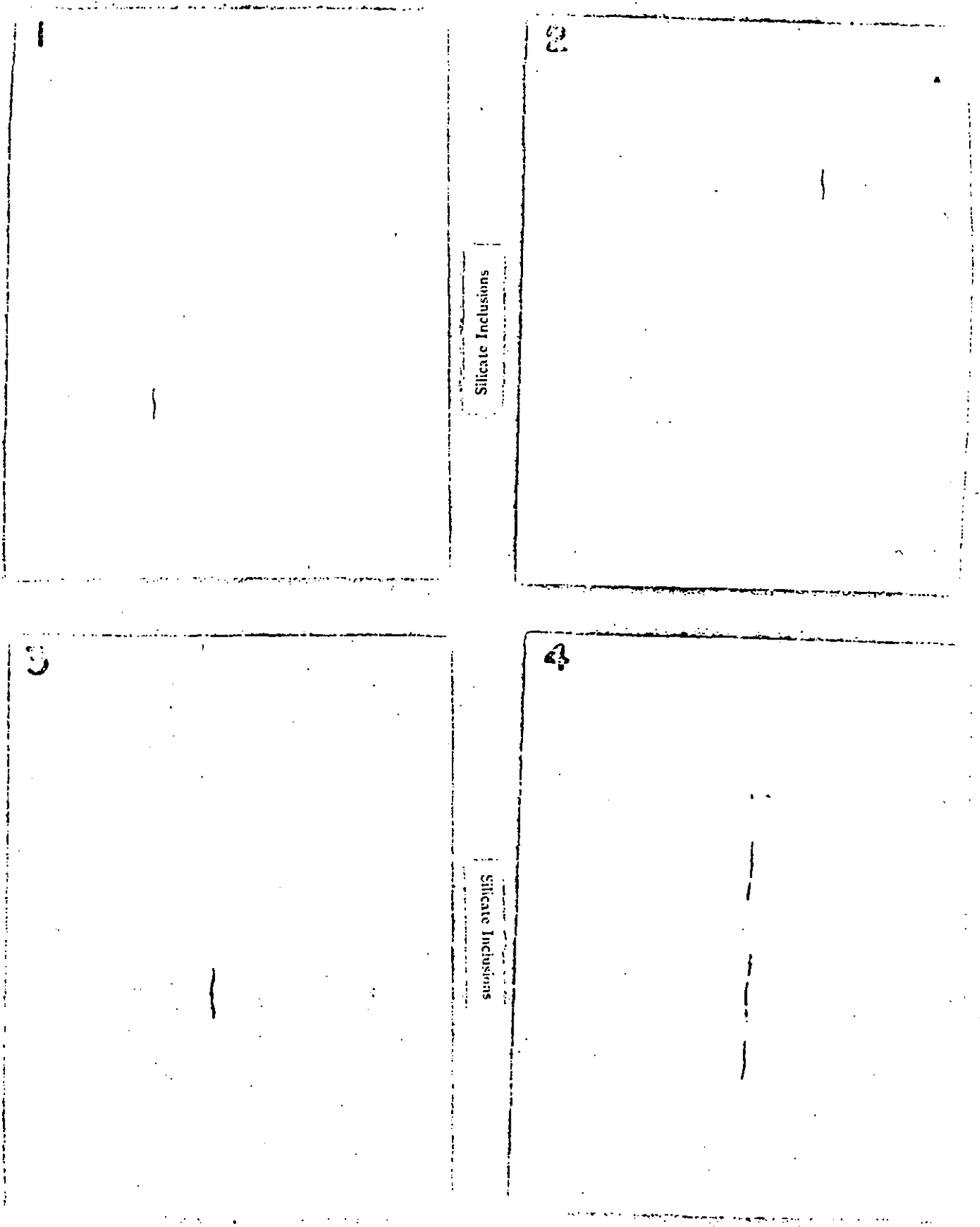


Figura 13 - Patrón para la determinación de inclusiones en aceros.  
ASTM 45 Placa II. 100X.



A

(Sulfide Type)

THIN SERIES

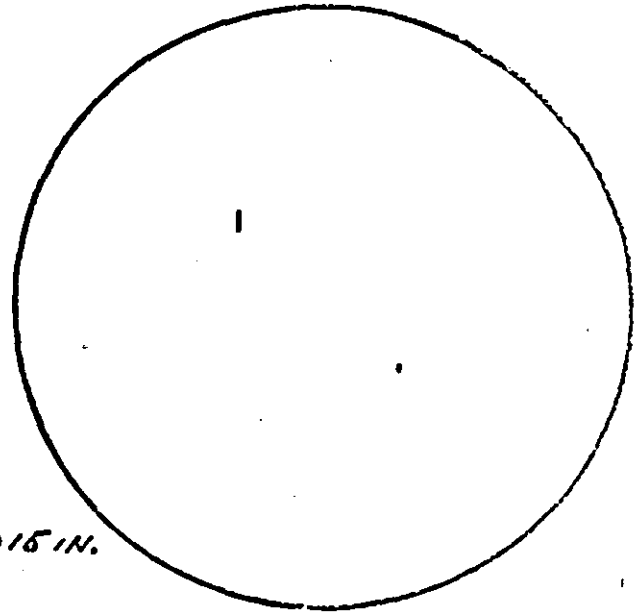
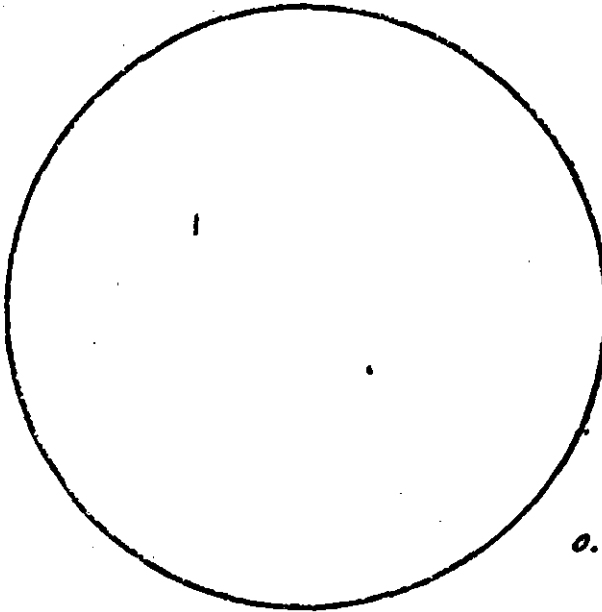
Thickness up to approx. 4 microns (0.00016 in.)

HEAVY SERIES

Thickness approx. 6 microns (0.00025 in.)

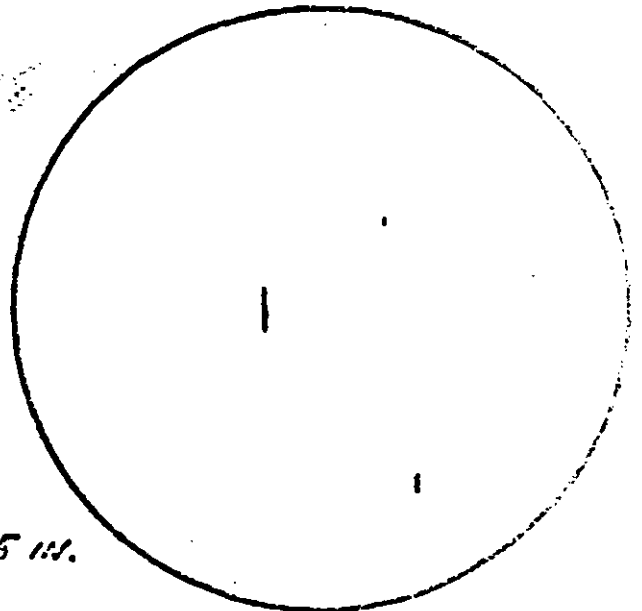
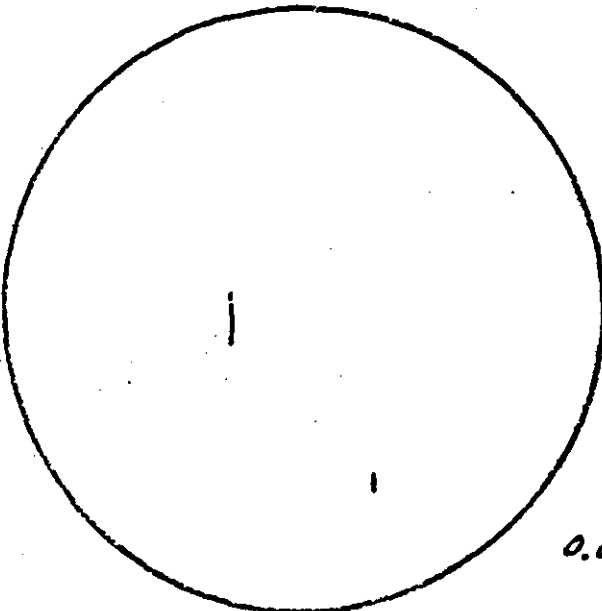
Total Length

1/2



0.0015 in.

1/4



0.005 in.

Figura 14 - Patrón para la determinación de inclusiones en aceros procesados al vacío o con alguna otra técnica especial. Placa III  
A: tipo sulfuros a 100X.

B

(Alumina Type)

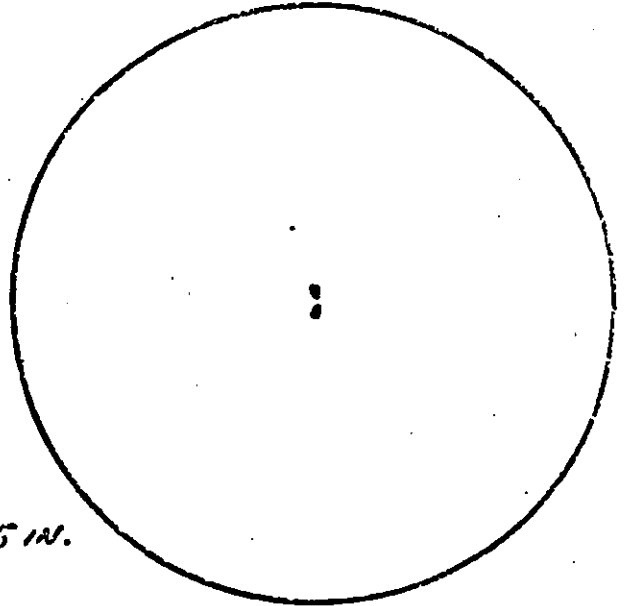
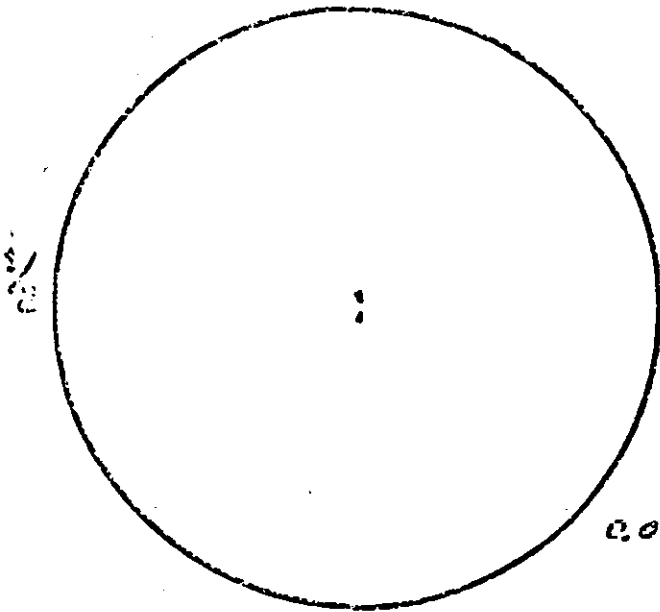
THIN SERIES

Thickness up to approx. 9 microns (0.00035 in.)

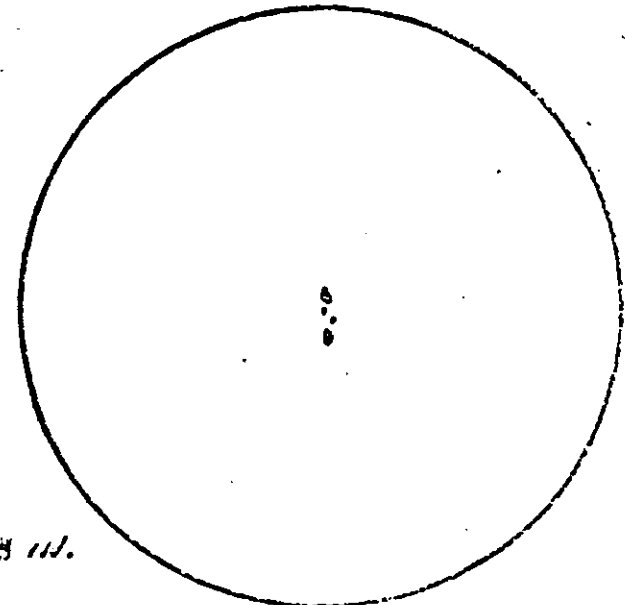
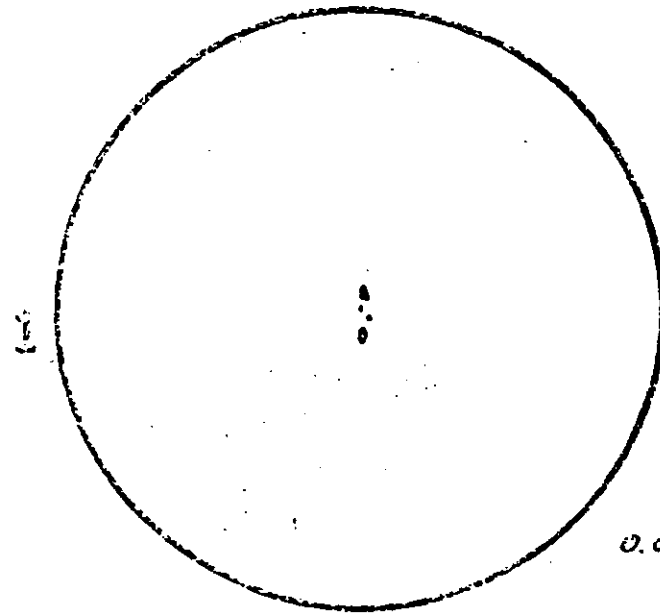
HEAVY SERIES

Thickness approx. 15 microns (0.0006 in.)

Total Length



0.0015 in.



0.003 in.

Figura 15 - Patrón para la determinación de inclusiones en aceros procesados al vacío o con alguna otra técnica especial. Placa IID.  
B: tipo alúmina a 100X.

C

(Silicate Type)

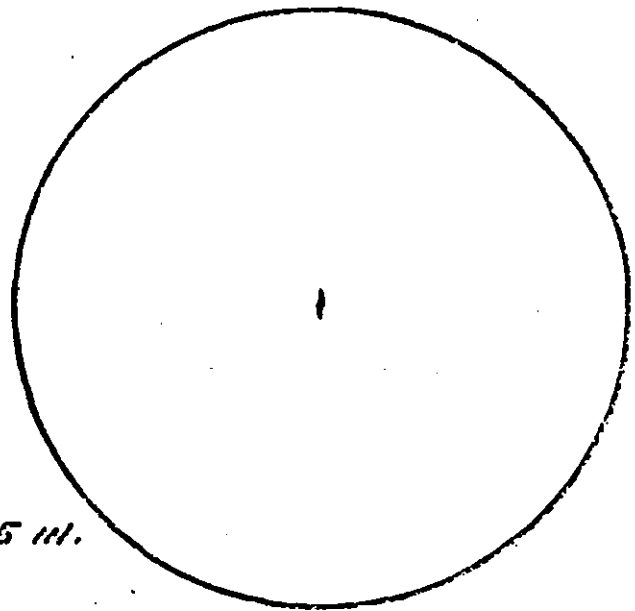
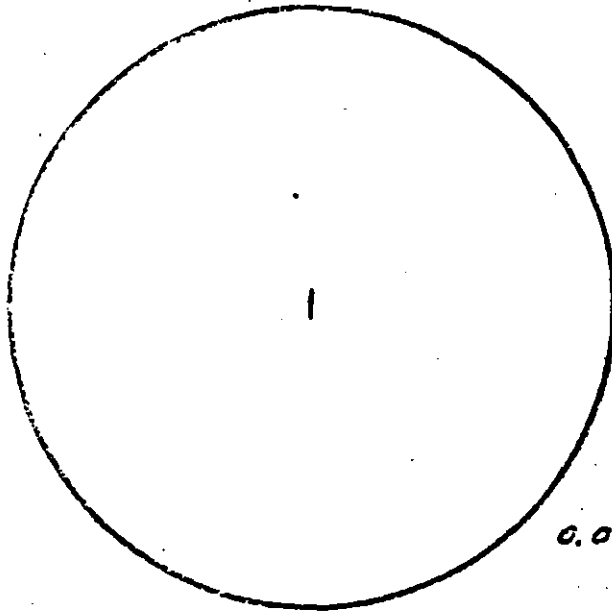
THIN SERIES

Thickness up to approx. 5 microns (0.0002 in.)

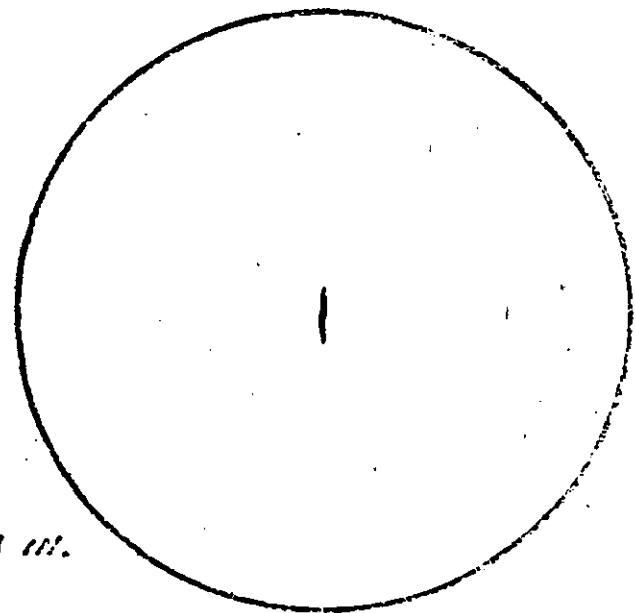
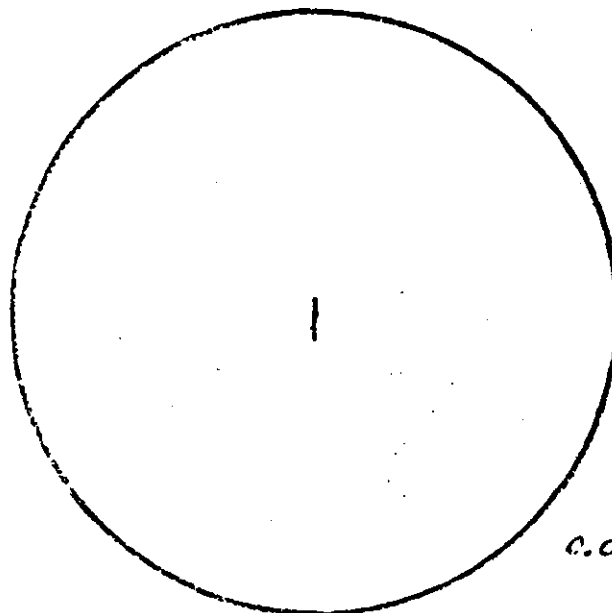
HEAVY SERIES

Thickness approx. 9 microns (0.00035 in.)

Total Length



0.0015 in.



0.003 in.

Figura 16 - Patrón para la determinación de inclusiones en aceros procesados al vacío o con alguna otra técnica especial. Placa III)  
C: tipo silicato a 100X.

D

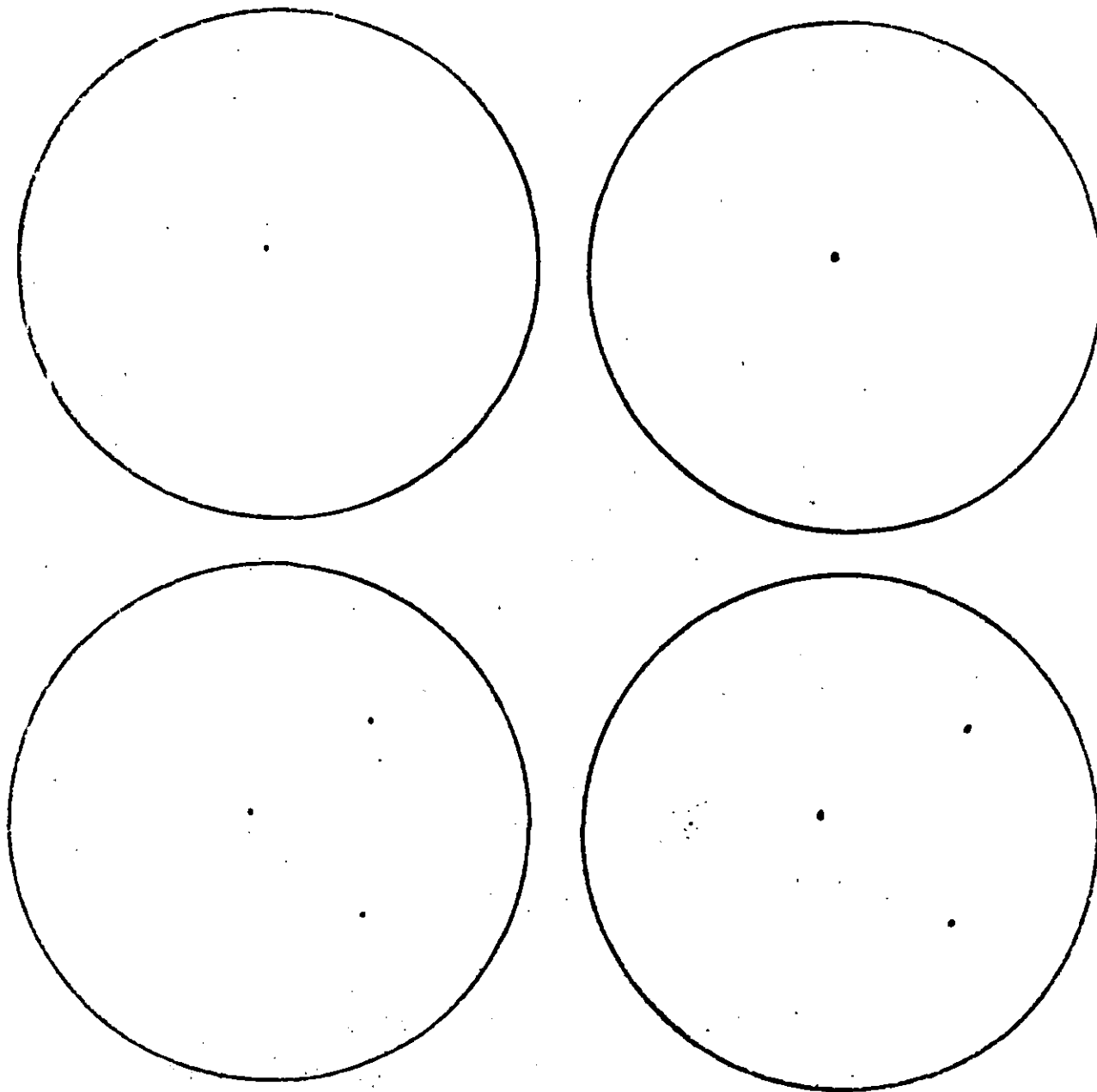
(Globular Type Oxides)

THIN SERIES

Diameter up to approx. 8 microns (0.0003 in.)

HEAVY SERIES

Diameter approx. 12 microns (0.0005 in.)



D - TYPE INCLUSIONS LARGER THAN SHOWN ABOVE

● .0010" ● .0015" ● .0020"

Figura 17 - Patrón para la determinación de inclusiones en aceros procesados al vacío o con alguna otra técnica especial. Placa IID.  
D: tipo óxidos globulares a 100X.

Determinación del tamaño de grano

- 1) Los reactivos químicos que revelan los límites de grano o a través de los granos de diferentes colores son útiles para poder medir el tamaño del grano de un metal.
- 2) Conocer el tamaño de grano de un metal o una aleación es muy importante para predecir las propiedades mecánicas. (Fig. 19).

Ejemplos:

- A) TENACIDAD EM FUNCION DEL TAMANO DE GRANO AUSTENITICO PREVIO. (Fig. 18).

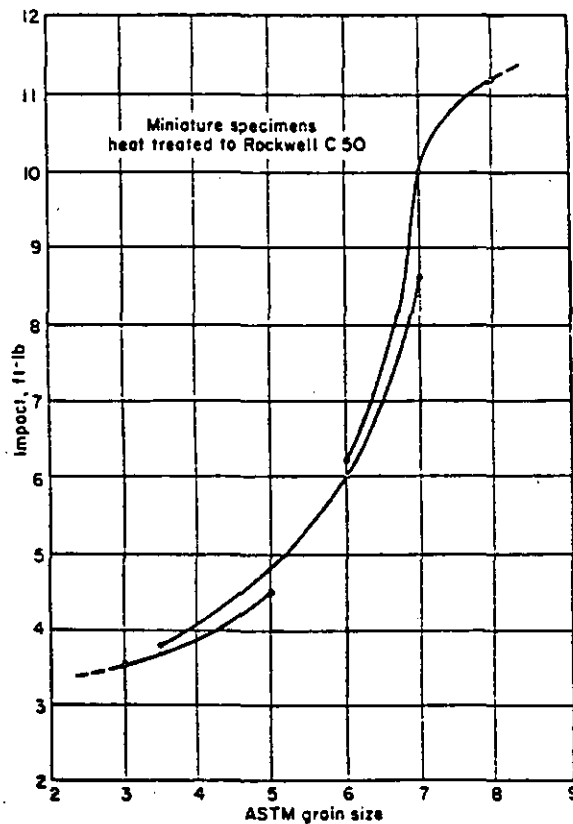


Figura 18 - Relación entre el grano austenítico previo y la resistencia al impacto de un acero eutectoide tratado a 50 Rc.

- B) CALCULO DE LA CURVA DE JOMINY SI NO SE DISPONE DE ELLA.

$$J_{6-80} = 95 \sqrt{C} - 0.00276 E^2 \sqrt{C} - 12.28 \sqrt{E} + 0.898 E - 0.81 G +$$

$$+ 20 Cr + 38 Mo + 14 Mn + 5.5 Ni + 6.1 Si + 39 V + P$$

donde E = la profundidad Jominy en mm,  
J = la dureza Rockwell calculada,  
G = Tamaño de grano ASTM.

$$\log E = \left[ \frac{0.23581 - 0.28155 \ln H_g + 0.18904 \sqrt{H_g} - 0.000053 D}{\log D} \right] \quad (14)$$

donde D = diámetro de la barra en mm,  
H<sub>g</sub> = valores en pulg<sup>-1</sup>

### Tamaño de grano por medida directa

- 1) Para medir el tamaño de grano de un metal basta con observarlo al microscopio, luego de pulido y atacado, con un ocular graduado (ocular micrométrico).
- 2) Se hace una serie de medidas de diámetros de granos elegidos al azar lo que da el tamaño de grano promedio de la muestra.
- 3) Lo mismo se obtiene si observando toda la muestra, se elige el grano que tiene tamaño medio y se lo mide.
- 4) El método 2) es más preciso y no requiere un operario con práctica. Haciendo un número grande de lecturas el valor determinado tiene un error pequeño.
- 5) El método 3) es muy rápido pero requiere que la persona tenga práctica porque los valores pueden tener errores altos.
- 6) Para adquirir práctica conviene emplear el primer método y a continuación el segundo, repetidas veces.
- 7) En ambas técnicas hay que calibrar el ocular micrométrico.
  - a) Con la misma combinación de objetivo y ocular que se empleó en la medida, observamos una escala graduada micrométrica.
  - b) Esta es una pieza de metal o de vidrio donde se halla grabado 1 mm dividido en 100 partes.
  - c) Dicha escala se llama también escala objeto.
  - d) Se superpone la imagen de la escala objeto con la escala del ocular micrométrico
  - e) Se mide que fracción de milímetro corresponde a cada división del ocular (Fig. 19).
  - f) El número obtenido es multiplicado por el tamaño de grano que se midió y éste nos queda expresado en milímetros.

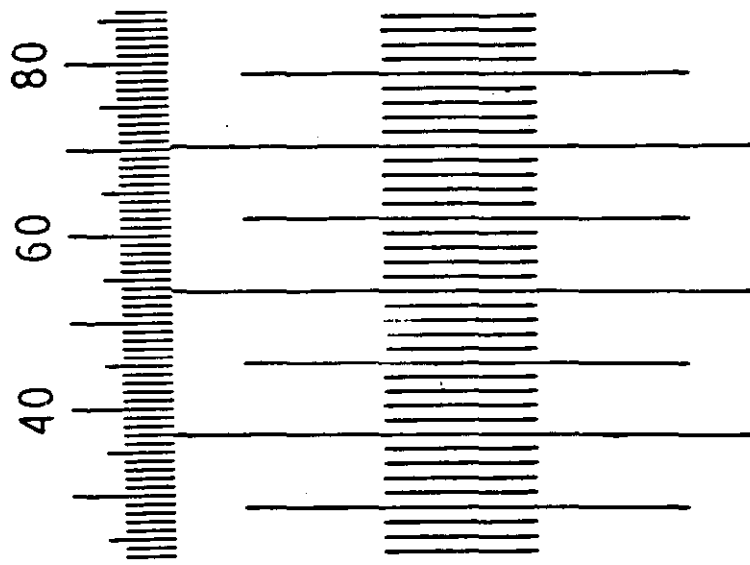


Figura 19 - Calibración de un ocular micrométrico. La escala numerada corresponde al ocular y la escala mayor a la escala objeto. La distancia entre dos marcas mayores de la escala objeto corresponde a 0.1 mm.

Tamaño de grano por comparación con patrones

- 1) Se compara la muestra, bajo una magnificación establecida, con un patrón ASTM para medir tamaño de grano.
- 2) Los patrones pueden ser esquemas de redes hexagonales ideales y se hallan numerados del 1 al 8 correspondiendo a cada número los siguientes valores:
 

Nº 1	1 grano por pulgada cuadrada.
Nº 2	2 granos por pulgada cuadrada.
Nº 3	4 granos por pulgada cuadrada.
Nº 4	8 granos por pulgada cuadrada.
Nº 5	16 granos por pulgada cuadrada.
Nº 6	32 granos por pulgada cuadrada.
Nº 7	64 granos por pulgada cuadrada.
Nº 8	128 granos por pulgada cuadrada.
- 3) Esta escala es general para cualquier tipo de metal.
- 4) La Fig. 20 muestra el patrón ASTM E112-Placa I, aplicable a todo tipo de grano no maclado (aluminio, aceros inoxidables ferríticos, etc. bajo 100 aumentos).
- 5) Para medir el tamaño de grano en metales con maclas (como aceros

inoxidables austeníticos lo mejor es el patrón ASTM E112-Placa II.  
Fig. 21.

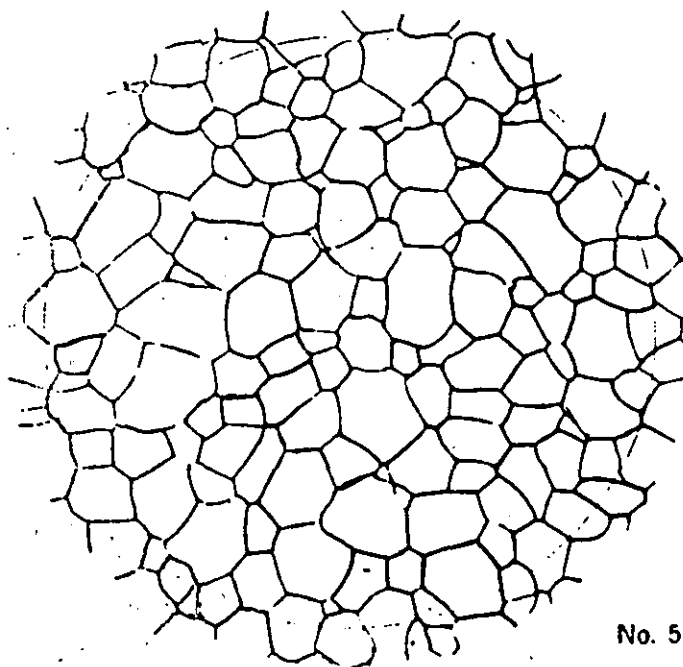


Figura 20 - Patrón para la determinación de tamaño de grano en metales con granos no maclados. ASTM122-Placa I. Observación a 100X.

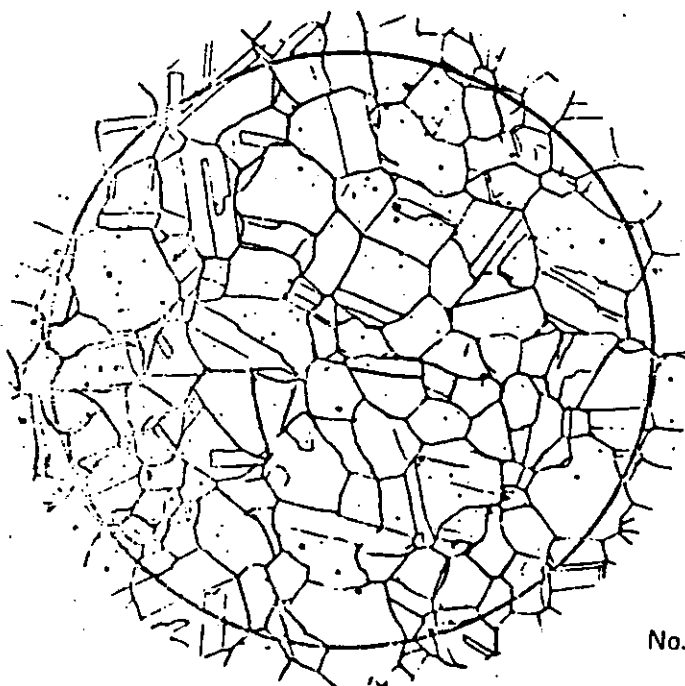


Figura 21 - Patrón para la determinación de tamaño de grano en metales con granos maclados. ASTM122-Placa II. Observación a 100X.



- 8) Existen oculares especiales para medir el tamaño de grano. (Fig. 22).

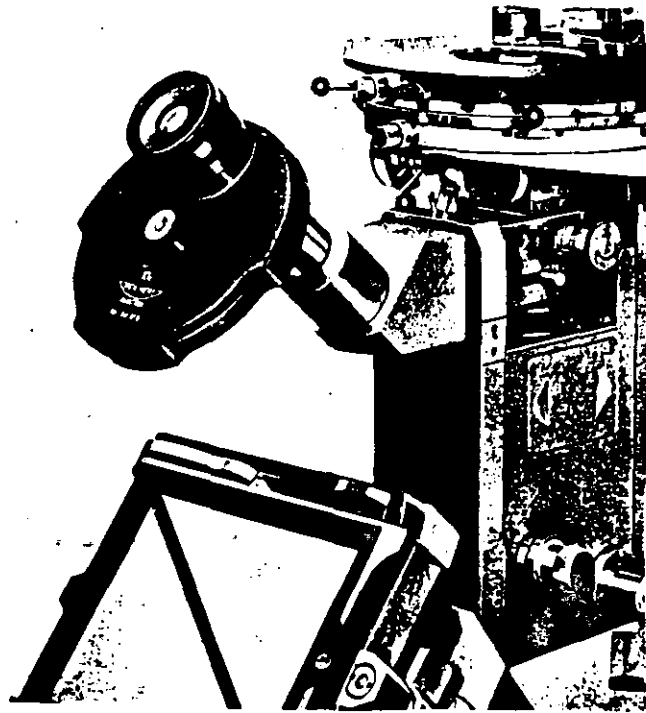


Figura 22 - Ocular a revólver para medir tamaño de grano.

7) Procedimiento:

- a) Se enfoca la muestra.
  - b) Se gira el revólver lo que introducirá sucesivamente las distintas imágenes del patrón.
  - c) En el momento que el tamaño de grano de las dos mitades del campo se igualan, se lee el número de la escala introducida.
- 8) Para latones atacados con reactivos capaces de revelar las maclas en distintos tonos resulta más cómodo y preciso el E122-Placa III.
- 9) La observación se realiza a 75X, y cada vez resulta más difícil encontrar microscopios con óptica cuyos aumentos sean diferentes a múltiplos de 100x. La Fig. 23.
- 10) Los patrones para latones están numerados del 1 al 10 tal que:
- |        |  |
|--------|--|
| Nº. 1  | Diámetro medio del grano = 0.200 mm = 200 $\mu$ m = 2,000 micrones |
| Nº. 2  | Diámetro medio del grano = 0.150 mm = 150 $\mu$ m = 1,500 micrones |
| Nº. 3  | Diámetro medio del grano = 0.120 mm = 120 $\mu$ m = 1,200 micrones |
| Nº. 4  | Diámetro medio del grano = 0.090 mm = 090 $\mu$ m = 900 micrones   |
| Nº. 5  | Diámetro medio del grano = 0.065 mm = 065 $\mu$ m = 650 micrones   |
| Nº. 6  | Diámetro medio del grano = 0.045 mm = 045 $\mu$ m = 450 micrones   |
| Nº. 7  | Diámetro medio del grano = 0.035 mm = 035 $\mu$ m = 350 micrones   |
| Nº. 8  | Diámetro medio del grano = 0.025 mm = 025 $\mu$ m = 250 micrones   |
| Nº. 9  | Diámetro medio del grano = 0.015 mm = 015 $\mu$ m = 150 micrones   |
| Nº. 10 | Diámetro medio del grano = 0.010 mm = 010 $\mu$ m = 100 micrones   |



0.090 mm  
average  
grain diameter

Figura 23 - Patrón para la determinación de tamaño de grano en latones ASTM 122-Placa III. Observación a 100X.

Métodos para determinar el tamaño de grano austenítico en aceros.

Revelación de los granos en aceros.

- 1) Primero se procederá a revelar el grano austenítico por alguna de las siguientes técnicas.

I - Por tratamientos térmicos.

A. En aceros al carbono hipoeutectoides:

a) Aceros con menos de 0.1% C:

- 1) Calentar una probeta delgada a la temperatura y tiempo de austenitización empleada en el proceso industrial que generó el tamaño de grano del acero.
- 2) templar en mercurio o salmuera.
- 3) Revenir de 5 a 10 minutos a 200°C.
- 4) Pulir y atacar con cloruro férrico al 5%.
- 5) Las agujas de martensita, con diferentes orientaciones, permitirán reconocer los primitivos granos austeníticos.

b) Aceros que contengan entre 0.25 y 0.55% de carbono:

- 1) Calentar la probeta hasta la temperatura deseada y enfriar al aire.
- 2) Pulir y atacar con nital 2%.
- 3) La ferrita proeutectoide precipita a los límites de grano austenítico.

c) Aceros que contengan entre 0.55 y 0.75% de carbono:

- 1) Austenitizar la probeta hasta la temperatura deseada durante 10 a 15 minutos.
- 2) Enfriar al aire hasta la temperatura ambiente.
- 3) Pulir y atacar con nital al 2%. Una red de ferrita demarcará los primitivos granos de austenita.

B. En aceros al carbono eutéctoides:

- 1) Austenitizar a la temperatura y el tiempo deseado.
- 2) Templar en salmuera.

a) Aceros con baja templabilidad:

- 3) Luego del temple se corta la probeta por la mitad.
- 4) Se pule y ataca la superficie de corte.
- 5) Cerca de la superficie la estructura es totalmente martensítica pero hacia el interior se encontrará una zona de transición en la que la bainita ha precipitado a los límites de grano austenítico.

b) Aceros de alta templabilidad:

- 3) Revenir ligeramente la probeta, por ejemplo, 10 minutos a 200°C, para que la estructura martensítica sea más fácil de atacar.
- 4) Se pule y ataca.
- 5) El grano austenítico se detecta como en el caso I.a

C) Aceros hipereutectoides:

a) Aceros con más de 1.1% de carbono:

- 1) La muestra se normaliza o recuece.
- 2) Se corta, pule y ataca.
- 3) El grano austenítico será revelado por una red de carburos precipitados a los límites de grano.

b) Aceros con menos de 1.1% de carbono:

- 1) Austenitizar a la temperatura deseada y enfriar justo por encima de A<sub>1</sub>.
- 2) Mantener esta temperatura por unos minutos y templar en agua.
- 3) Revenir durante 10 minutos a 400°C y dejar enfriar al aire.
- 4) Durante la permanencia a T<sub>A1</sub> habrá una precipitación de carburos a los límites de grano austenítico.
- 5) Pulir y atacar con nital. La red de carburos revelará el grano austenítico.

## II - Método de temple parcial de una barra.

- 1) Austenitizar una barra de 41 cm de diámetro y 41 cm de longitud.
- 2) Templar un extremo de aproximadamente 1 cm, en un baño de salmuera.
- 3) Se corta la barra longitudinalmente.
- 4) Se pule y se ataca.
- 5) El extremo templado tendrá una estructura totalmente martensítica mientras que el otro extremo contendrá las fases de equilibrio. Entre estos dos extremos habrá una graduación en el cambio de estructura que permitirá identificar, en algún lugar, el grano austenítico por precipitación de ferrita, perlita, bainita o carburos a los límites de grano austenítico.
- 6) El método se aplica a cualquier tipo de acero, excepto aceros de temple al aire.
- 7) Este ensayo incluye al ensayo Jominy, sólo que el último permite en el mismo ensayo Jominy, la templabilidad y el tamaño de grano.

## III - Método de cementación (Ensayo de McQuaid-Ehn):

- 1) Colocar la probeta en una caja de cementación y calentar a la temperatura de austenitización durante el tiempo recomendado para el tipo de acero en estudio.
- 2) Se deja enfriar la caja, se extrae la probeta, se corta, pule y ataca.
- 3) Se busca a partir de la superficie una zona donde los granos estén demarcados por una red de carburos o de perlita.
- 4) Está es una buena técnica para aceros para cementación, dado que al mismo tiempo indica la duración del proceso, profundidad de capa resultante y tamaño de grano austenítico.

## II - Método de intersección.

- 1) El método consiste en contar el número de límites de grano cortados por una línea patrón.
- 2) Es necesario emplear una pantalla de proyección para proyectar sobre ella la imagen obtenida en el microscopio.
- 3) Si la imagen se proyecta a diferentes aumentos es necesario variar la longitud de la línea de prueba:  
A 500X            L = 63.50 mm = 2.5 pulgadas.  
A 750X            L = 95.25 mm = 3.75 pulgadas.  
A 1000X           L = 127.00 mm = 5 pulgadas.
- 4) Para obtener el número de intersecciones se hacen 10 lecturas tomadas al azar y se calcula el valor medio.
- 5) Puede ser cómodo hacer una fotomicrografía a 100 aumentos y superponer sobre ella una mica donde esté dibujado un círculo de 10 cm de perímetro.
- 6) Ya que los granos tienen formas arbitrarias la definición de diámetro es más o menos arbitraria.
- 7) El parámetro de longitud provee un valor único y libre de suposiciones, que es independiente de la forma, tamaño y posición para cualquier estructura que llene el espacio.
- 8) El parámetro de longitud es la longitud de intersección media,  $L_s$ , obtenida por simples medidas,  $L_z$ , sobre el plano pulido.
- 9) Si se toman muchos planos al azar, el valor  $L_z$  deviene el parámetro  $L_s$ , tridimensional.

Para una estructura que llene completamente el espacio, la longitud de intersección se define como:

$$L_s = \frac{1}{NL} = \frac{L_T}{PM} \quad (16)$$

donde:

$NL$  ya se describió antes,

$L_s$  es igual a la longitud de la línea de ensayo  $L_T$  dividida por la magnificación,  $M$  y el número de intersecciones de los límites de grano  $P$  ( $P = N$  para granos que llenan el espacio).

Cuando  $L_s$  se expresa en mm da el mismo valor que el procedimiento de intersección descrito por la norma ASTM E 112.

## III - Conteo de partículas

- 1) Otras medidas que implican conteo son  $N_L$ ,  $P_A$ , y  $N_A$ .
- 2)  $N_L$  coincide en buena aproximación con  $P_L$ , excepto que  $N_L$  se reserva para objetos, tales como partículas, en lugar de puntos.

como por ejemplo las intersecciones de los límites de grano.

Definimos:

NL = el número de intersecciones de partículas por unidad de longitud de la línea de ensayo.

En el caso de granos que llenan un espacio:

$$P_L = N_L \quad (17)$$

En el caso de partículas, independiente de su forma:

$$P_L = 2 N_L \quad (18)$$

PA = el número de puntos por unidad de área de ensayo.

NA = el número de objetos (por ejemplo nódulos) por unidad de área de ensayo.

Ejemplo: (Fig. 25).

Si los puntos triples de una estructura son P, contados como puntos en el interior de un círculo de área Ar, si

$$P = 59 \quad \text{y} \quad A_r = 0.5 \text{ mm}^2$$

$$P_A = 59 / 0.5 = 118 \text{ mm}^{-2}$$

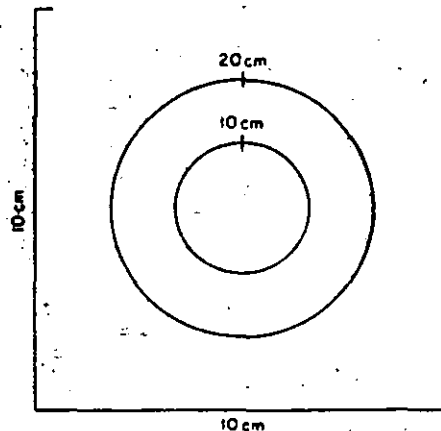


Figura 25 - Área de ensayo circular para la determinación del tamaño de grano por conteo.

Si contamos ahora:

$N$  = el número de intersecciones de límites de grano con el perímetro del área circular contadas como 0.5 por grano,

$$N = 30.5$$

y

$$N_A = 30.5 / 0.5 = 61 \text{ mm}^{-2}$$

- 1) Cuando se cuentan objetos y puntos en el interior de un área es importante no dejar de contar o contar dos veces cada punto.
- 2) En tales casos es preferible emplear una cuadrícula transparente reticular en lugar de una superficie encerrada en una circunferencia.

Existen dos métodos que emplean ambas medidas combinadas:

#### Método de Chalkey:

El método de Chalkey (1949) fue propuesto para obtener la relación superficie a volumen de partículas discretas.

Para ello se embebieron las partículas en un material conveniente y luego fue seccionado para exponer una superficie interior.

Sobre esta superficie o su fotografía se trazan pequeñas líneas de longitud  $l$  al azar (Fig. 26).

Se cuentan dos tipos de puntos:

- a) Las intersecciones con los límites de las partículas,  $P$ ;
- b) Los puntos  $h$ , que corresponden a los extremos de las líneas  $l$  y que caen en el interior de las partículas.

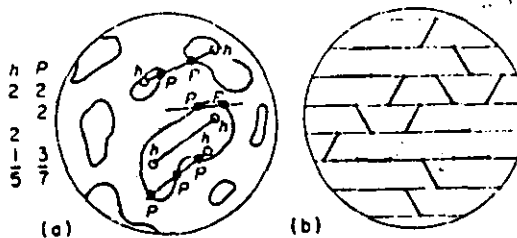


Figura 26 - Determinación por conteo de los puntos  $P$  y  $h$  por medio de pequeñas líneas de longitud  $l$ .

La ecuación de Chalkey para partículas de fase  $\alpha$  es:

$$S_{\alpha} / V_{\alpha} = 4 P / h l \quad (19)$$

El área superficial media,  $S_{\alpha}$ , se encuentra referida al volumen medio de las partículas,  $V_{\alpha}$ , y no a un volumen arbitrario de ensayo.

La Fig. 27 ilustra varias posibilidades de conteo. Para una línea de ensayo de  $l = 0.02 \text{ mm}$ ,  $P = 7$ , y  $h = 5$ , se obtiene:

$$\frac{S_{\alpha}}{V_{\alpha}} = \frac{4 \cdot 7}{5 \cdot 0.02} = 280 \text{ mm}^{-1}$$

Método de Saltykov:

El método de Saltykov (1967) es un método combinado para obtener una relación del tipo  $S/V$ , empleando una rejilla cuadrada como la mostrada en la Fig. 27.

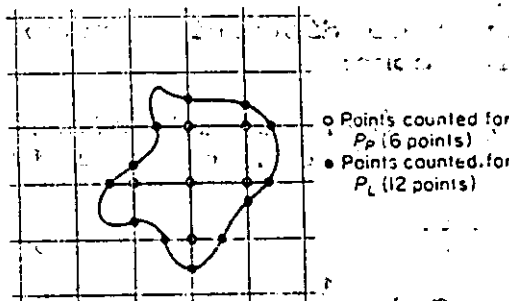


Figura 27 - Determinación por conteo de los puntos  $P_p$  y  $P_l$  por medio de una rejilla cuadrada.

- $P_p$  = puntos contados por medio de nodos en el interior de la partícula.
- $P_l$  = número de puntos de intersección del perímetro de la partícula con el enrejado.

Para el caso representado en la Fig. 27,

$P_p = 6, \quad P_l = 12, \quad \text{El tamaño del enrejado} = 1 \text{ mm.}$

La fórmula de Saltykov es:

$$S_{\alpha} / V_{\alpha} = 2 P_l / P_p \quad (\text{para partículas aisladas}) \quad (20)$$

$$(S_v)_{\alpha} / (V_v)_{\alpha} = 2 P_l / P_p \quad (\text{para un sistema de partículas en una matriz}) \quad (21)$$

Así:  $S/V = (2 \cdot 12) / (6 / 36 \text{ mm}) = 144 \text{ mm}^{-1}$

- 1) Las relaciones que se han deducido para partículas se aplican a regiones de segundas fases, poros y precipitados a los límites.
- 2) La distancia libre media,  $\lambda$ , es la distancia media de borde a borde, a lo largo de líneas rectas.



Probeta	tamaño inicial del polvo en mm	(PL) <sub>⊥</sub> mm <sup>-1</sup>	(PL) <sub>∥</sub> mm <sup>-1</sup>
1	0.004	164.8	115.0
2	0.100	104.2	69.5
3	0.250	69.0	56.8

Si sustituimos en las ecuaciones (29) y (30), se tiene:

$$(Sv)_{\text{orden}} = (PL)_{\perp} - (PL)_{\parallel}$$

$$= 164.8 - 115.0 = 49.8 \text{ mm}^{-1}$$

$$= 104.2 - 69.5 = 34.7 \text{ mm}^{-1} = 69.0 - 56.8 = 12.2 \text{ mm}^{-1}$$

$$(Sv)_{\text{tot}} = (Pv)_{\perp} + (Pv)_{\parallel}$$

$$164.8 + 115 = 279.8 \text{ mm}^{-1}$$

$$104.2 + 69.5 = 173.7 \text{ mm}^{-1}$$

$$69.0 + 56.8 = 125.8 \text{ mm}^{-1}$$

El porcentaje o cantidad de orientación planar, representada por  $\Omega_{\text{pl}}$  es

$$\Omega_{\text{pl}} = (Sv)_{\text{orien}} / (Sv)_{\text{tot}}$$

$$49.8 / 279.8 = 17.8\%$$

$$34.7 / 173.7 = 20.0\%$$

$$12.2 / 125.8 = 9.7\% \quad \text{para los especímenes 1, 2 y 3.}$$

- 4) En granos, partículas o inclusiones muy elongados es útil definir un índice de forma.
- 5) El índice más sencillo para expresar la elongación es la relación entre la longitud media por el ancho medio:

$$Q = D_{\parallel} / D_{\perp} = (PL)_{\parallel} / (PL)_{\perp} \quad (28)$$

Usando los datos dados antes para especímenes de berilio extrudados, la ecuación (28) deviene:

$$Q = \frac{(PL)_{\perp}}{(PL)_{\parallel}}$$

$$Q = \frac{164.8}{115.0} = 1.43$$

$$Q = \frac{104.2}{69.5} = 1.50$$

$$Q = \frac{69.0}{56.8} = 1.21$$

para los especímenes 1, 2 y 3 respectivamente.

b) Estructuras eutécticas laminares. (superficies orientadas).

1) Una medida útil: espesor de las láminas, el llamado espacio interlaminar  $S_0$  = distancia perpendicular a través de un par de láminas contiguas.

2) Debido a que el espacio verdadero entre láminas es difícil de medir se toma al espaciado medio,  $\sigma$ , como:

$$\sigma = \frac{1}{NL} \quad (29)$$

donde:  $NL$  es el número de láminas alternadas intersectadas por una línea de ensayo de longitud unitaria. por lo que:

$$S_0 = \frac{\sigma}{2} \quad (30)$$

relación que es confirmada experimentalmente.

La Fig. 28 muestra tres tipos de espaciados y tres tipos de distancias.

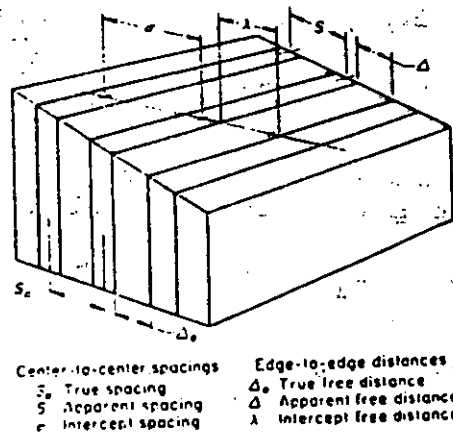


Figura 28 - Diferentes tipos de espaciados en una estructura laminar.

El espaciado es la longitud que va de centro a centro de lamina.

La distancia es la longitud de borde a borde y la distancia inter laminar se relaciona con el espaciado a través de  $L_L$ :

$$\lambda = (L_L) \sigma \tag{31}$$

o por la longitud media de intersección  $L_s$ :

$$L_s = \sigma - \lambda \tag{32}$$

El subíndice  $s$  se refiere a la naturaleza tridimensional del parámetro. Finalmente notemos que:

$$S_v = 4 / \sigma \tag{33}$$

donde  $S_v$  es el área de la interfase laminar por unidad de volumen.

**BIBLIOGRAFIA**

DeHoff, J.E. y F.N. Rhines. "Quantitative Microscopy". Mc-Graw-Hill, 1968.

Underwood, E.E. "Quantitative Stereology". Addison-Wesley, 1970.

Weiber, E.R. "Stereological Methods". Academic Press, 1979.

American Society for Metals. "Metals Handbook". Vol. 8, 8va. edición, 1973

American Society for metals. "Metals Handbook". Vol. 9, 9na. edición, 1985

pg. 37-47

pg. 123-134.

Extracto del capítulo Metalografía Cuantitativa del libro:  
Metalografía de Aleaciones, Autor: D.M.K. de Grinberg, Ed. Limusa,  
En prensa.

DIRECTORIO DE ALUMNOS  
CURSO DE TECNICAS DE CONTROL  
DE CALIDAD EN MATERIALES

ANSELMO LLANOS RIVERA  
DOCENTE ENEP. ACATLAN UNAM.  
STA- CRUZ ACATLAN EDO. DE MEXICO.  
TEL. DF. 373 23 99 EXT 267  
TEL. PART. 678 11 44  
NOGAL 23, COAPA, COYOACAN  
CP. 04650

FERNANDO ORTIZ RAMIREZ  
INGENIERO DE DISEÑO  
INSTITUTO COSTARRICENSE DE ELECTRICIDAD  
TEL. (506) 20 7265, FAX (596) 20 34 30  
TEL PART. (596) 40 54 34

ERNESTO BUMELZU DELGADO  
ING. CIVIL METALURGICO. INSTITUTO DE MATERIALES Y TERMOMECANICA  
FERNANDO TORO M.  
BOGOTA COLOMBIA  
TEL. 258 75 26

JUAN CARLOS IGNACIO G.  
FAC. INGENIERIA UNIVERSIDAD MAYOR DE SAN ANDRES (BOLIVIA)  
CASILLA 12958 FAX 591-2-359491 LA PAZ BOLIVIA

JAVIER CERVANTES CABALLO  
MEXICO DF  
ANDADOR SOL NO 19 COL. LOMAS DE BECERRA  
CD. 01270 TEL: 550 00 41  
DELEGACION ALVARO OBREGON

JUAN MANUEL GUSMAN SALAS  
UNIDAD VICENTE GUERRERO 200  
EDIFICIO 222 DEPTO. 303  
ACAPULCO GUERRERO  
MEXICO.  
TEL. 81 01 34

JOSE ERNESTO LOPEZ JUAREZ  
INSTITUTO POLITECNICO NACIONAL  
ESIME U.C. MEXICO DF.  
CALLE ORIENTE 37 NO. 369 COL. REFORMA  
CIUDAD NEZA EDO. MEXICO  
CP. 57840

TREJO CHAVEZ JOSE LUIS  
IPN. ESIME UC. UNIDAD CULHUACAN  
MEXICO DF.  
AVENIDA HIDALGO CALLEJON BODOQUEPA NO 37  
BARRIO LA ASUNCION  
DEL. XOCHIMILCO  
CP. 16040  
TEL. 776 88 88

ALFREDO RODRIGUEZ OCHOA  
S.C.T. D.G.A.C. DEPTO DE AERODROMOS  
Y AEROPUERTOS CIVILES  
PROVICENCIA 807 COL. DEL VALLE

CP. 34130  
TEL. 523 46 51 Y 697 95 44 EXT 235

ARTURA BARRA PINGARRON  
COORDINADOR AREA DE MATERIALES  
DEPTO. INGENIERIA FI. UNAM.  
TEL: 550 00 41; 28 050  
J.S. CASTAÑEDA 2842 COL. ASTURIAS  
MEXICO DF. CP. 06850  
TEL. 519 84 00

OCTAVIO MIRO MONTANO  
ING. DE COMPRAS  
SQUARE D COMPANY MEXICO SA. DE CV.  
TEL. 686 28 40 Y 686 30 00  
TEL. PART. 523 96 29  
CALLE EUGENIA 37 BIS DEPTO. 5  
COL. NAPOLES  
MEXICO DF. CP. 03810  
DEL. BENITO JUAREZ