

— 特 別 講 演 —

鉄鋼研究の発達過程について*

F. Wever 博士**



本日御丁重なる御招待に応じて鉄鋼研究発展の沿革についてお話し申し上げるに先立ち、心から御礼申し上げることをやぶさかとしません。すなわち、ドイツ鉄鋼研究の代表者として、かつマックス・プランク研究所の代表者として本研究部がすでに40年来、いさゝかの貢献をしてまいりました鉄鋼研究の歴史の一断面についてお話し申し上げる機会をお与え下さったことを御礼申し上げます。

冶金学と化学

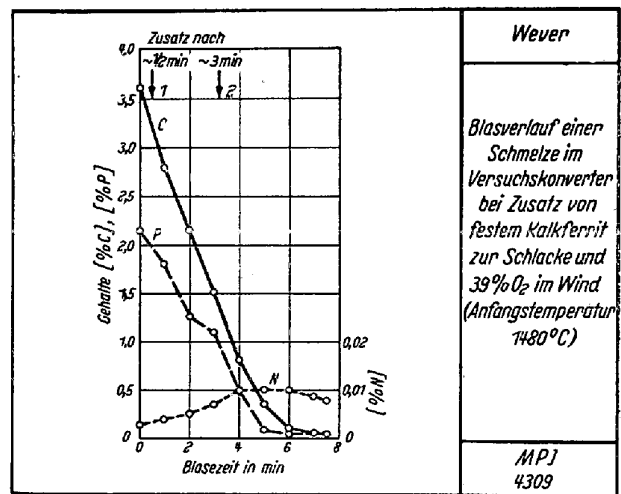
その発展に前世紀の半ばを費された熔鋼製造のクラシクな方法すなわち、送風精錬ならびに炉床精錬法は両方とも、主として実際的な考慮から発生したものであり、現代の見解による系統的研究から発展したものではありませんでした。しかし、両者とも当時の科学的認識から影響を受けたことは疑いありません。送風精錬法の発展における最後の決定的段階において、すなわち S. Gilchrist Thomas 氏による塩基性転炉の発明に際しては化学の影響が明らかに窺えます。

物理化学の知識を鉄鋼生産の基礎的プロセスに意識的に応用することは、第一次大戦後高い製鋼温度に際して鉄とスラグの間に生ずる平衡状態を究明する場合に最も明瞭にうかがうことが出来ました。この平衡状態は、ある技術的諸条件のもとで達成されるか否かと云う問題とは別に現場にとつても冶金反応が最終状態としての平衡に向つて進む方向を知ることが出来ますので、重要であります。

こゝで金属—スラグの平衡の重要性を一層はつきりさせる一例をちよつとあげてみましょう。純鉄を純粹の珪酸で出来た坩堝の中で空気を導入して熔解すると熔融点のすぐ上で鉄の中に0.08%の酸素の層が出来ます。その上に50% FeO および50% SiO₂の熔滓が出来ます。もし同じ試験をマグネシア製の坩堝で行つたとすると92% FeO および8% MgOのスラグが出来ます。この非常に鉄分の多いスラグと約0.23% O₂ すなわち前の試験の場合より約三倍のO₂を含んだ熔融鉄とが平衡する訳です。この平衡を決定するものは、酸素のポテンシャルで、このポテンシャルは平衡状態においては金属とスラグとで同一でなければならぬからです。それ

は鉄分の多い酸性のスラグでは鉄分の多い塩基性スラグより少く、その結果熔融鉄の酸素含有量は後の場合より前の場合の方が少くなります。

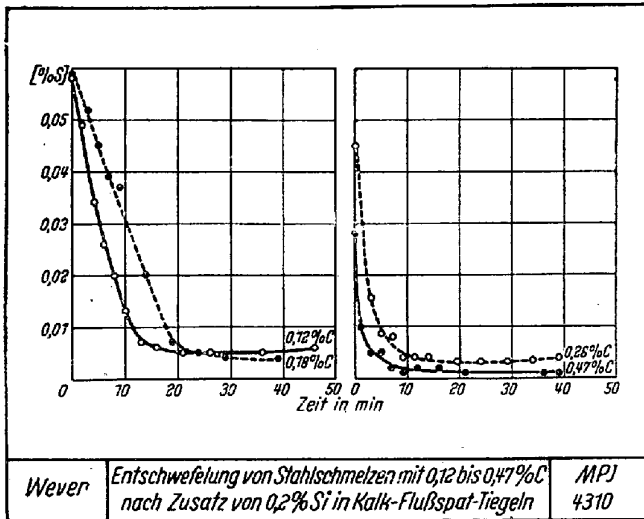
脱磷および脱硫の経過を決定するものもまた同じ酸素ポテンシャルであります。塩基性スラグの下での脱磷は鉄浴およびスラグ中の酸素ポテンシャルが十分に高い時のみ成功します。塩基性転炉中での脱磷は、若しスラグへの鉄酸カルシウム (CaO, Fe₂O₃) の添加および酸素の吹込により酸素ポテンシャルを高くするように配慮すれば磷を炭素と同時に燃焼することによつて行うことが出来ます。第1図は装入量30kgの小転炉での試験の経過を示しますが、スラグとして約25%予熱した鉄酸カルシウムが添加されました。空気は39% O₂に富化されました。



第 1 図

脱硫の場合は状態は正に逆であります。すなわち脱硫は鋼浴およびスラグ中の酸素ポテンシャルが低い場合にのみ満足すべき結果が得られます。第2図は石灰—螢石—坩堝での脱硫実験の経過を示します。12kgの実験用熔鋼はC 0.12~0.47%, S 0.06~0.03%を含んで居りました。Siを0.2%添加することによつて熔鋼中の酸素ポテンシャルは低減し短時間に硫黄含有量は約0.004%に低減します。固体石灰による鉄の脱硫を行うBo Kalling法は同様の法則にもとづいたものです。

* 昭和33年10月17日第56回講演大会において講演
** 本会名譽会員・マックス・プランク鉄鋼研究所、所長



第 2 図

冶金学から化学へはほんのわずかの距離に過ぎません。錬金術 (alchemy) は初めから冶金学ときわめて密接に結ばれていました。19世紀の後半に至つて分析化学は急速な発展を遂げました。すでに 50 年代に鋼の本質的な成分を化学的に決めようとする一連の提案が行われましたが 1860 年以後この目的に向つて計画的に種々の分析方法が造り出されました。20世紀の初めにこの発展は鋼中のガスを決定する方法によつて一段落を遂げました。

鋼の組成を知ることについてすぐ問題になつたのは、それらの諸元素が鋼の性質にどのような影響をおよぼすかということです。これに密接に関連して製鋼工場においては一方において人為的に合金を作る努力と他方において有害な元素を意識的に避けようとする努力が始りました。こゝにおいて、分析化学には迅速分析という一つの新しい困難な使命が課せられることになりました。迅速分析の近年における発展には物理的諸方法が大いにあづかっています。こゝでは光電的に測定する分光器具があげられますが、その最も代表的なものはカントメーターであります。酸素、水素および窒素を迅速に検出するため Oberhoffer 氏による従来からある熱間抽出法が、改良したポンプおよびより鋭敏なガス分析器を使うことにより非常に迅速化され現在では 2 分間で行うことができます。さらに約 2 分間を分光ガス分析で短縮することが出来ましょう。

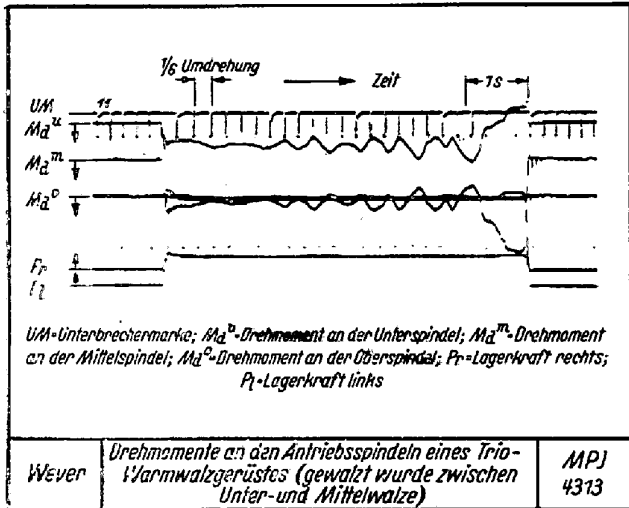
我々は今日一連の元素がわずかな痕跡でも鋼の性質に大きな影響を与え得ることを承知しております。そこで普通の分析の他痕跡分析が発展し微量分析および分光分析作業によつて非常に高度な鋭敏性を得ることになつた次第であります。例えば脱酸および脱窒作業の研究にと

つて同様に重要なアルミニウムの検出が挙げられますが、これはつい先頃迄は多大な費用をかけたに拘わらず、わずか 0.01% 迄しか検出することが出来ませんでした。しかし今日では痕跡分析の新しい作業方法によつて 0.0003% 迄検出することが出来るようになりました。

迅速分析ならびに痕跡分析と共に近來ますます重要になつて参りました方法に組織分析があります。この方法は個々の組織の成分を分離してそれらの成分をさらに究明するための出発点とする方法であります。なかんずく、非金属相を電解して分離する方法でありますがこの方法は鋼の組成、特にカーバイト相の問題にきわめて貴重な貢献をしたのであります。今日では、あらゆる処理状態のもとにおける鋼の炭化物をほとんど完全に分離することが出来、改良した磁気法で分離して電子顕微鏡で形態的研究を行う微量分析ならびに X線あるいは電子線による構造分析を行うことが出来るようになりました。

塑性変形：圧延および線引

希望する成分の鋼が熔解され、鑄造されると通常鍛造あるいは圧延加工が行われます。先ず熱間で、次いでしばしば常温で使用目的に適した形にされます。塑性状態で変形する各種の工程は鉄鋼研究の一步先の活動分野であります。この領域における発展についてはこゝでは圧延と線引の例について簡単に触れましょう。圧延工程については最初 1874 年 C. Fink 氏が現場の作業にとつて今日なお有用な関連をうちたてましたが 1924~5 年に至つて E. Siebel 氏と同時に Th. Von Kármán 氏によつてロールの間隙における圧力分布について普遍妥当性を持った基本的理論が樹立されました。この時以来圧延工程に関して幾多の研究作業が行われましたが、遺憾ながら現在に至る迄圧延力と圧延工程をあらかじめ計算するための厳密に有効な諸関連を樹立することには成功していません。その理由は、こゝで作用する色々な影響の大きさ——一例を挙げれば圧延材の変形強度およびロールと圧延機間の摩擦の如き——についてのわれわれの知識がまだ不十分だからです。近代的測定方法によつて、より正確な資料を集めようとする場合にしばしば予想外の事実を確認することがあります。例えば、カムワルツスタンドを通じ作業ロールを駆動する三重熱間圧延スタンドにおいて駆動スピンドルのトルクが、圧延の工程が幾何学的にシンメトリーであるにも拘わらず第 3 図振動記録計が示すように強い振動を起すことがあります。また、二つのスピンドルの中一つが全圧延仕事およびそれ以上の仕事を支えねばならないことさえ起り得ま



第 3 図

す。これは機械のこの部分を設計計算するために知らなければならぬ最も重要なことであります。

古くから行われて来た手工業的な線引方法はごく最近に至る迄古来の経験と伝統によつて行われておりました。今世紀の二十年代の終りに至つて初めて本格的な研究が始められ、製線工程を具体的に表わす理論が打樹てられ、かつ成形ダイスの最良の形態について、ならびに最も適当した潤滑剤等についての計画的な研究が開始されました。学説に従えば所要動力の最も少ない場合に最も有利な作業が存在する筈であります。しかるに最近の研究によれば、ダイスの摩耗と引抜き力とは必ずしも互いに比例しない、すなわち引抜き力が大きい時に必ずしも摩耗が大きくないことおよびその逆であることが判明致しました。ダイスの摩耗は結局線材製造の経済性にとつて動力需要よりもより重要であります。と申しますのは超硬ダイスの交換なしに従つて機械の停止なしに適切な線材を出来る丈長く製造すべきだからであります。摩耗の正確な測定は超硬合金の耐摩耗性が高いため、摩耗量を測定し得るようになる迄非常な長さを引抜かねばならないから困難であります。実験室では以上のような理由で摩耗の測定は今迄不可能でした。最近に至り、放射性アイソトープの分野の発展によつてダイスの超硬合金の核を放射能化することにより摩擦によつて生ずる摩耗の数億分の一グラムという殆んど想像も出来ない微量を捕捉する方法が出来ました。線材をわずか数米引いただけですでにこの程度の摩耗量を生じます。かくて今日では摩耗ならびにその作業条件への依存性がはつきり定つた試験条件の下ならば実験室において研究しうることになつた訳であります。

最近英国において、実験室の試験によつて滑り軸受の

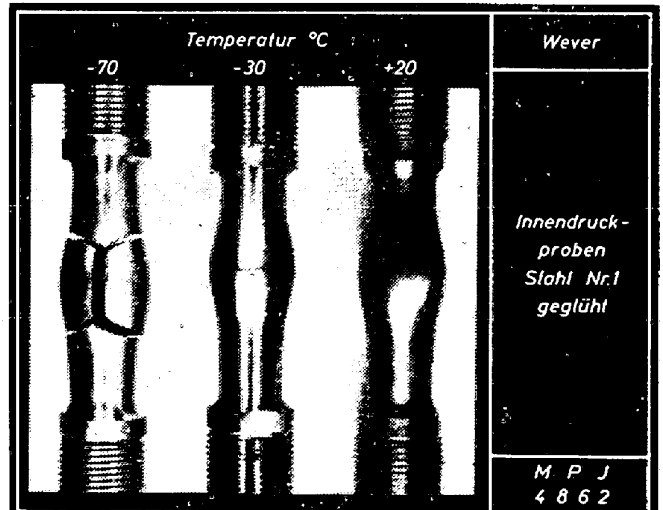
流体力学的潤滑に際して存在する作業条件を、適当な方法により線材製造の場合にも作り出すことが出来ることが証明されました。すなわち、線引工具に対して自動的に線材の変形強度に達するような高い圧力のもとで、引張工程がもはや境界摩擦の範囲ではなく流体摩擦の範囲で進行する程度の潤滑剤を導入することが出来るようになりました。この強制潤滑による線引法を実際に線材工場に適用する計画が進められておりますから製線工具の摩耗の問題は日ならずして第二義的な問題になると思われれます。

機械的荷重：多軸応力状態

われわれはさらに鉄鋼研究のつぎの領域すなわち機械的荷重のもとにおける素材の様相について少しく掘り下げて見ましょう。

材料力学が今日すでに可成り進歩し、材料学と結びついており、橋梁、建築、船舶等の一定の建設作業および蒸気ボイラーの計算についてはどの程度の荷重に耐えられるか、確然とした法則が存在致しますが、これらの法則は、比較的わずかな相異で全世界に通用するものであります。

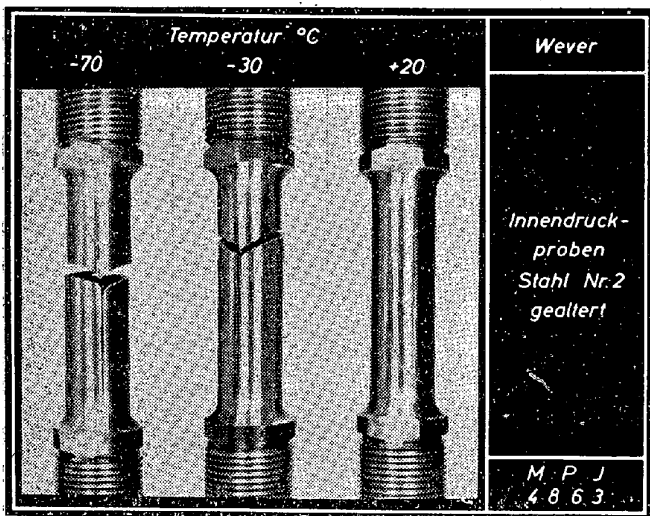
しかし鉄鋼構造物にとつて重要な領域において不安定な要素が存在致します。すなわちそれが、多軸荷重下、特に多軸引張荷重下における鋼の様相については不安定であります。われわれは最近所定の多軸応力状態での鋼の強度関係を調査しその際個々の鋼の変形性を比較して見ましたが、これらの実験を低温迄上げました。パイプ状の試料で同時に内部水圧を加えて引張試験をした際、温度 +20°C から -70°C の間で行つた場合、破断状態がいちじるしく異つてることが示されました。0.08% C の酸素吹込トーマス鋼において、あらゆる温度で破断迄強い



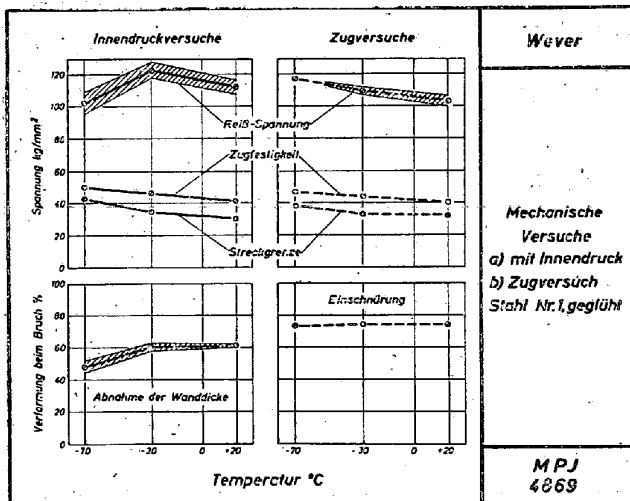
第 4 図

脹らみの形で、良好な変形が測定されました。(第4図)しかし -70°C では高温の時と違って、粘い短い、亀裂は観測されず縦割れが両端で分れ、次いでそれが二つの横割れとなり、その結果試料は三つに分断されました。窒素分を高くして熔解し、時効させた状態にある第二のトーマス鋼の場合はこの脹らみは観測されませんでした。試料にはむしろ、縦割れがあり、その亀裂のところ自体で必ず約 10% の肉厚減少が測定されました。(第5図)

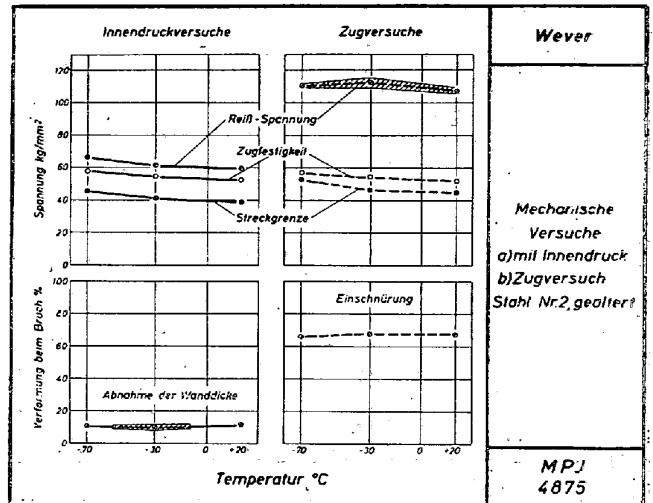
第 5 図



このように、試料が色々な外観を呈するように、強度の場合においても同様のことが云えます。円筒形の試料での引張試験は、二つの素材とも降伏点、引張強さおよび破断強さは温度が下るに従い破断時の断面収縮率はほとんど変化なしに予期した通りの上昇を示しましたが(第6図)特に第2の鋼において、破断時の変形、すなわち、肉厚の減少は非常に少く、この鋼に対しては、内部圧力の試験において二軸応力および温度の破断強さに対する影響が明瞭に窺われます。(第7図)。これに対して第1の



第 6 図

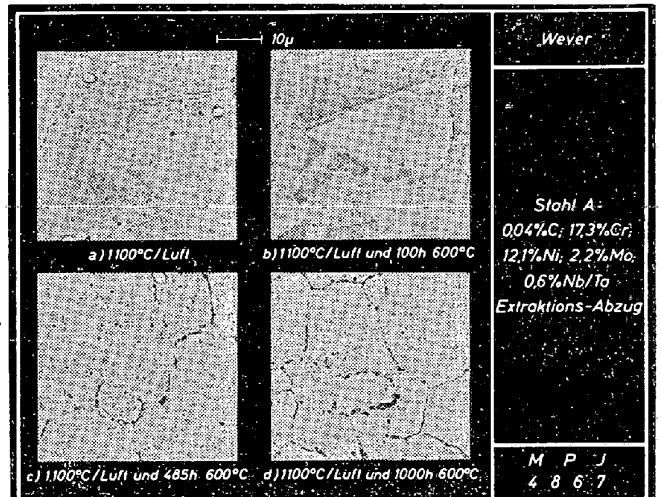


第 7 図

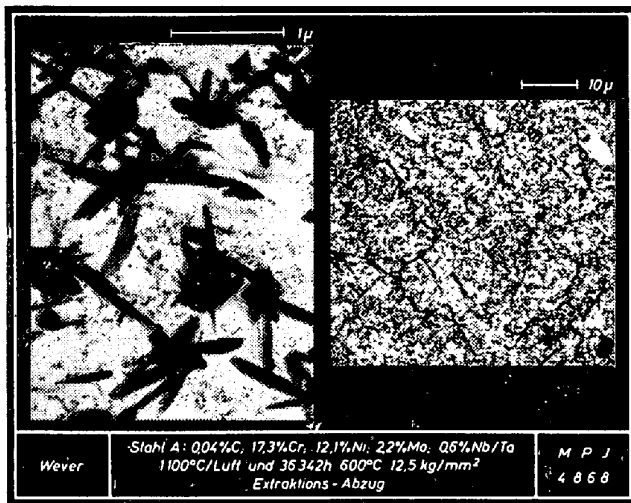
鋼の数値はわずかに高いものでありました。第2の鋼の二軸荷重および低温に対してのこのように不利な要素は切欠衝撃試験において、同様な性質が窺われます。

機械的荷重：耐熱性

耐熱鋼と合金の領域における広汎な発展に伴い耐熱性の時間依存性に関する様々の研究が行われました。数十時間におよぶ長時間クリープ試験の結果、試験期間を通じて電子顕微鏡による観察、炭化物の分離、炭化物の構造決定により知得た所では組織の変化が進んだことが分りました。第8図は 600°C で 1,000 時間の焼鈍中にオーステナイト・クロームニッケル鋼のマイクロ組織の変化を示します。焼入した出発状態で 100 時間の焼鈍後では結晶粒界および双晶は変ったエッチングを行う時だけ認められます。これに対して 500 および 1,000 時間の焼鈍後には結晶粒界の上に相当量の析出物が逐次集積し、今や結晶粒界は明瞭に認めることが出来ます。これらの結晶



第 8 図



第 9 図

粒界析出と共に4枚の写真全てに結晶粒中に多量の析出物が存在しております。これらの結晶粒中および結晶粒界上の析出物はクリープ試験中益々増加します。これらの析出物は核を作り、そこにさらに析出物が付着結晶します。(第9図)。これらの析出物を一部分微小領域の回折により、また他の一部分を分離状態で、調べた結果出発状態としてNbCが生じ、それにさらに試験を続けていると $M_{23}C_6$ また、試験をさらに延ばしていると σ -相が加わりました。この相の出現自体は新しいことではありません。何となればわれわれはオーステナイト鋼を長時間焼鈍する場合に光学顕微鏡でしばしば比較的粗い σ -粒子の形成を観察出来たからであります。しかし、この場合は、その他に光学顕微鏡ではまだ観察し得ないシグマ相の微粒析出があることが分かりました。各種の鋼の試料を比較した結果、これらの析出物は鋼の種類によつて析出状態がまちまちであること、およびこれらの反応の速度は明らかにクリープ試験の際の鋼の状態と関連があることが分かりました。

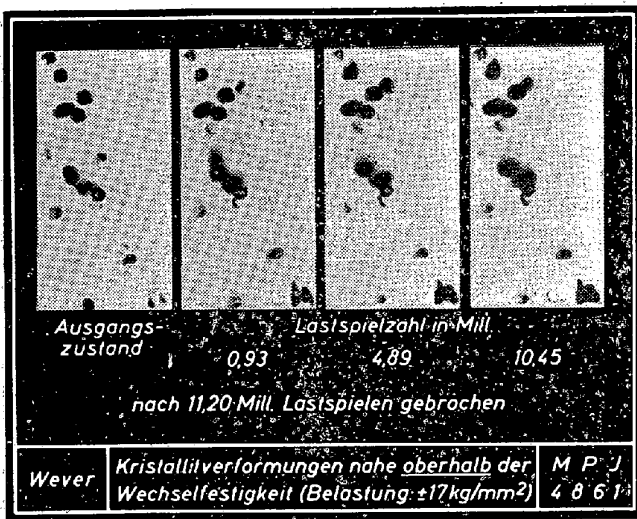
こゝでさらに解決しなければならぬ重要な問題は炭化物の組織構造の諸変化を機械的性質の変化と結びつけることであり、この変化は同時に静的或いは繰り返し荷重の下で高い温度の場合に鋼中で起るものであります。この関連は今日まだ概観することは出来ません。なかんづくわれわれは今日まだ上述の如き炭化物の析出が高温において強度を長く持続するための不可欠の前提ではないか、あるいはまたこの析出が結局において長期の荷重により素材が役立たなくなる原因ではないかを区別することが出来ません。恐らくその両方とも正しいのでしよう。

機械的荷重：疲労限

強度および材料の研究においては過去数十年および、特に近年において材料の状態を長時間の振動荷重の下で究明しようとする諸研究が特に重要となつて参りました。これらの研究は、降伏点乃至引張強度の如き静的表示値に対して、或る構造物の一部の材料が静的でなく繰り返し荷重を受ける場合に際しての許容荷重の大きさを究明する技術的に重要な問題を出発点としております。これらの研究は多種多様の構造物に使われた材料の疲労限の態度についての実際に対して数多くの貴重な認識をもたらしました。例えば、断面が変る処で、応力集中が現われる場合や繰り返し荷重をうける構造物の力の流れが変る場合、それらの疲労限の状態に対する切欠き作用のきわめて有害な影響が認められました。機械および乗物における速度が絶えず増加するに伴い、重量軽減の要求と関連して、構造物の形態の疲労限の大きさに対する影響について広範な研究がなされました。構造物の形態による材料の状態を調べることを目的とするこの研究方向は特に A. Thum 氏とその弟子達によつて促進されました。均一な応力の流れの構造物の形態を造り出す努力とならんで運転荷重のかかつた構造物における応力分布を測定する種々の試みがなされました。この問題の解決は、なかんづく近年において、ストレイン・ゲージによる応力測定的应用によつて、大いに促進されました。これらの進歩によつて航空機を含む乗物工業の建造部についての運転特性を広範に決定し、やがてはあらかじめ、与えられた荷重順序による運転強度—長期試験を行うようになりました。

この問題を技術的に取扱う傍ら、最近疲労破壊の理論を樹立するための基本を作り出すことを目的とした新しい研究が始まりました。このために必要な前提は先ず、生ずる性質の変化を知ることおよびさらに疲労破壊の疵の発生および進行の原因を究明することであり、この問題の解明には機械的、電気的、磁気的および、化学分析的方法と共に、なかんづく、X線および金属組織学的研究方法が採用されます。これらの研究の現状を特徴づけるために若干の例をあげたいと思います。

鋼の繰り返し荷重に際しての結晶状態の変化についてのX線研究から分ることは、疲労限は、物理的にいえば変形の限界であることです。この限界を知ることはX線写真においては、結晶粒の変形で判明し、それは格子の破壊をもたらします。これらの変化は特に疲労限以上の荷重において明らかに現われ、(第10図)に従つて、疲

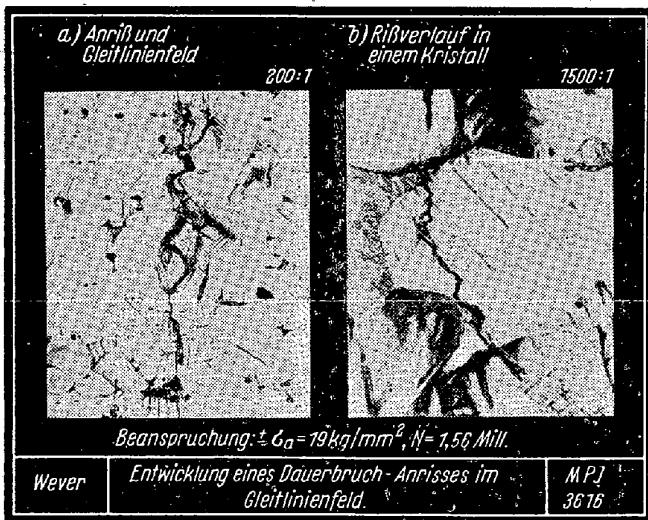


第 10 図

疲労破壊の原因は小さな部分的範囲における結晶粒の塑性変形にもとづくものであることを立証します。

耐久試験の経過中に現われる変化については特に金属組織学的組織研究がより広く解明致します。なかんずく荷重の大きさおよび荷重時間に依存する滑り痕跡の形成と進行を観察することは滑りメカニズムおよび疲労破壊の関連性の究明にとつて貴重な貢献であります。

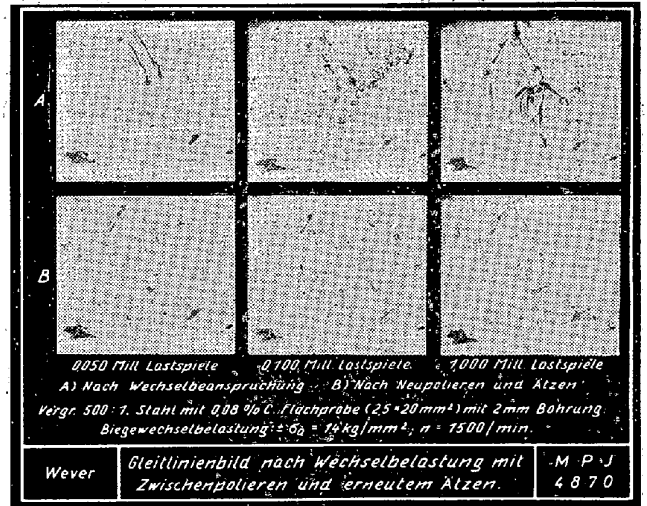
繰り返し荷重の疲労限以上の荷重における疲労破断疵の進行は第 11 図に示されています。



第 11 図

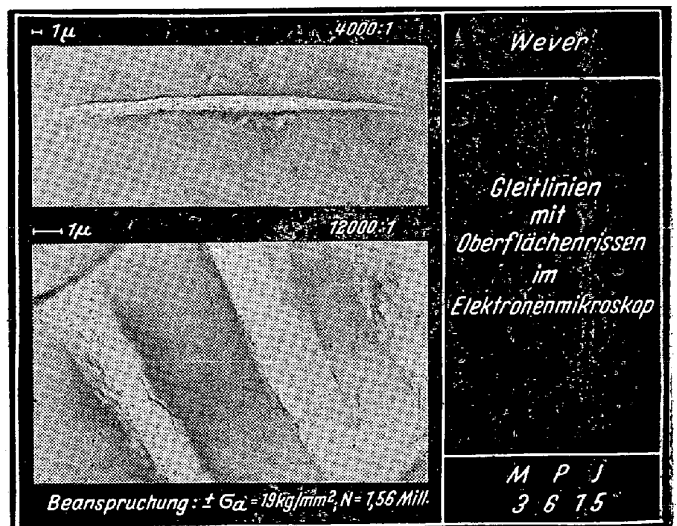
マイクロ疵は左の部分写真によれば比較的大きいスリップバンドを含んだ結晶粒の中を走っています。それは一般に最大荷重のかゝつた断面においては真つすぐな線としてではなくたいてい不規則のジグザグ形で拡がっています。右の部分図によれば結晶粒子内のマイクロ疵はスリップバンドに沿つて真つすぐに流れついで一つのスリップバンドから他の一つのスリップバンドに跳んでいます。

スリップバンドが実際の疵を含むかどうかまた含むのはどの時期かと云う重要な問題を検討するために種々の荷重段階に応じた試料の表面を磨き、新しくエッチしました。このような試験の結果は第 12 図にあります。A 列はその時々繰り返し荷重後の表面の外観を B 列は研磨およびエッチング後のそれを示します。研磨によつてまだ疵の無いスリップバンドは消滅しますが、疵そのものは残ります。

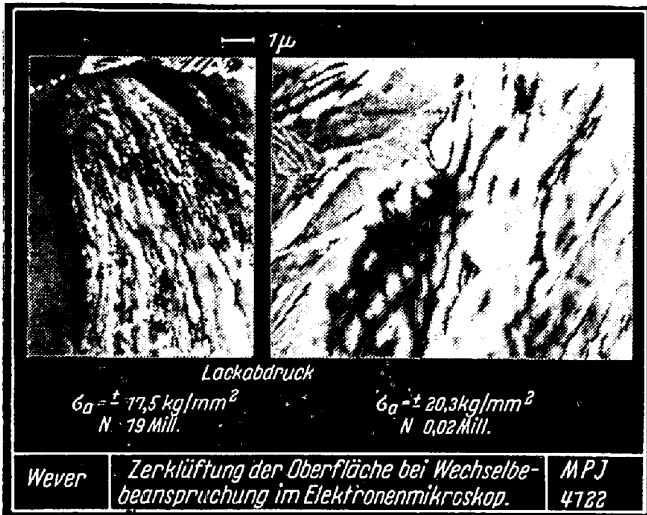


第 12 図

第 13 図は電子顕微鏡による個々のスリップバンドの表面の外見を示します。黒ずんだフェライトから丸く浮き出たより明るい色をしたスリップバンドは、あばた状の表面を持っていて多くの小さな暗い線即ちサブマイクロscopic 的疵および割れ目のような溝に覆われています。スリップバンドにおけるこのような割目および溝が繰り返し荷重の大きさに応じてどのように強く現われうるかを第 14 図に示します。左側の部分図では試料は疲



第 13 図



第 14 図

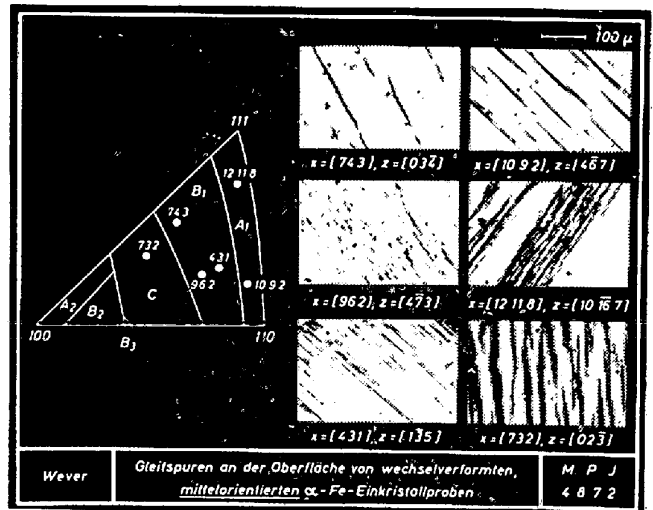
疲労強度の近く迄荷重されました。変形された結晶部分は平面状に伸ばられたスリップバンドをもちそれは無数の個々の領域に分割されています。右の部分図における疲労強度以上に荷重された試料ではスリップバンドの個々のヒダ、および割目ははるかに荒くできており、深い傷に覆われています。

荷重が変化する場合の材料の状態についての認識をさらに深めるためには、多結晶試料による試験では不十分であります。むしろ単結晶による疲労試験を行つて結晶方位がかかる試料の表面における疲労強度やスリップバンドの形成に与える影響を調べ出さねばなりません。

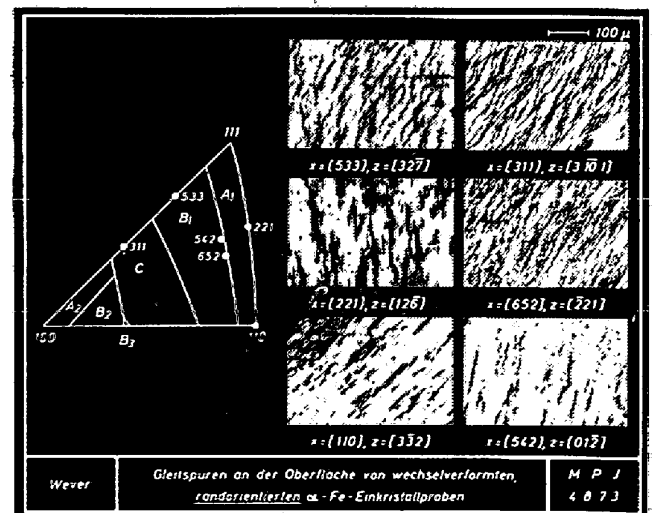
第 15 図は応力振巾と荷重変動率の数値の組合せの記載から得られた 0.006% C の α -Fe 単結晶試料の Wöhler 曲線を示します。試験個所の所の数字は曲げ応力 (X = 試料縦方向) を示しますが、その結晶学的基本三角形中における位置はこの図では右上に示されています。さまざまな方位を持った単結晶試料の試験個所は書

き込まれた Wöhler 曲線の周囲から余り離れずに分布しています。換言すれば進行する曲げ応力の結晶学的方向が一律に寿命と疲労強度に影響をおよぼすと云うことは確言し難い訳であります。比較のため第 15 図にはさらに同じく 0.006% C の多結晶試料の Wöhler 曲線が書込まれてあります。多結晶試料の疲労強度の増大は結晶粒界の硬化作用ならびにその結果として生ずる 0.2 限界の上昇および引張り強度と密接な関連があります。

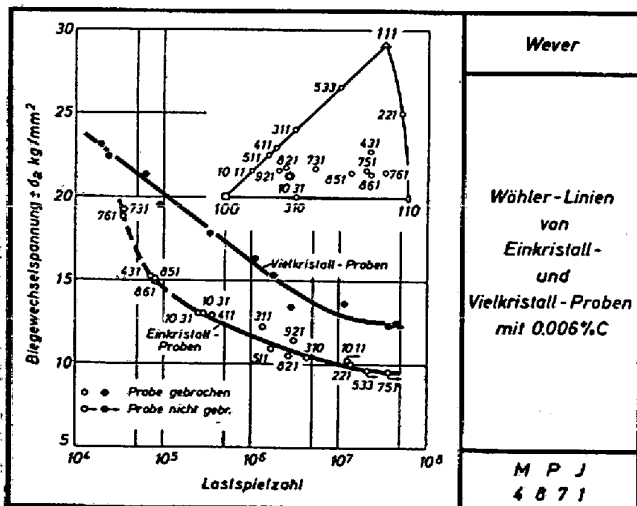
塑性変形にとっては滑り方向に沿つた滑り平面における剪断応力成分 τ が重要な意味を持っております。一つの滑り平面と一つの滑り方向の共同作用を滑りシステムと呼びます。一つの結晶を塑性変形する場合先ず最も有利な場所にある滑りシステムの作用で単純滑りが生じます。(第 16 図)。二個あるいはそれ以上の滑りシステムが同時に作用すると僅かに塑性変形しただけで多重滑りが生じます。第 17 図に示すように、この多重滑りの結果滑り線は波状になります。もつともこの波状の成形は滑



第 16 図



第 17 図



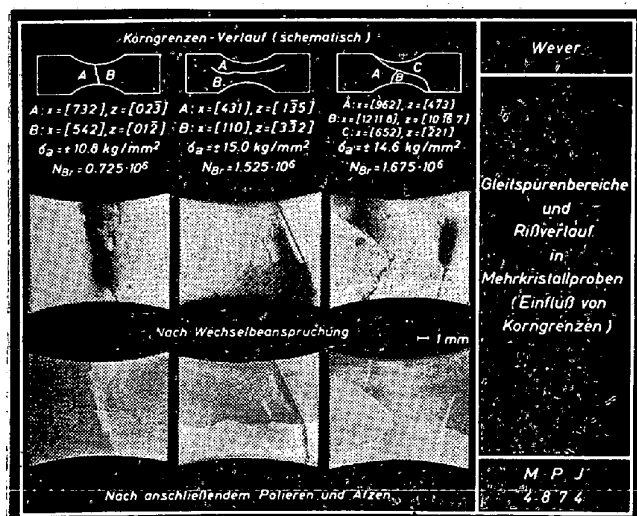
第 15 図

りシステムが異なるに応じて若干異っております。

結晶粒界と荷重方向に対するその位置がスリップバンドおよび割れの流れの形成に与える影響を調べるため、試験区間内に2つあるいは3つの異つて方位の決つた単結晶領域のある試料が調べられました。

第18図の試料では、左に結晶粒界の近くに単にスリップバンドの狭い領域が出来るに過ぎず、疲労破壊は曲げ応力方向に対して垂直の結晶粒界の中を走つています。

曲げ応力方向に対しほぼ平行に走っている結晶粒界をもつ二結晶試料(第18図の中央)においては比較的強いスリップバンドが比較的大きな領域で現われます。本来の疲労破断と共に疵も生じますが、それは結晶粒界からも試料の端からも出発しています。第18図の右側に三結晶試料におけるスリップバンドがいろいろな形になることが示されています。主に結晶粒界から出発する個々の結晶粒において、数多くの疵があることから推して結晶粒界の所で生ずるゆがみ(Distortion)は疲労破壊を生じせしめ易いと思われます。



第18図

これらの研究はすでに疲労破壊の機構について貴重な示唆を与えます。しかしながら疲労破壊を完全に解明するためにはなお、いろいろな見地から補足の要があります。これに関連して指摘したいことはこれらの補足試験はなかんづく低温で(双晶形成)および高温で(析出)材料中を流れざる組織上の変化を決定する所までいかなければならないということです。

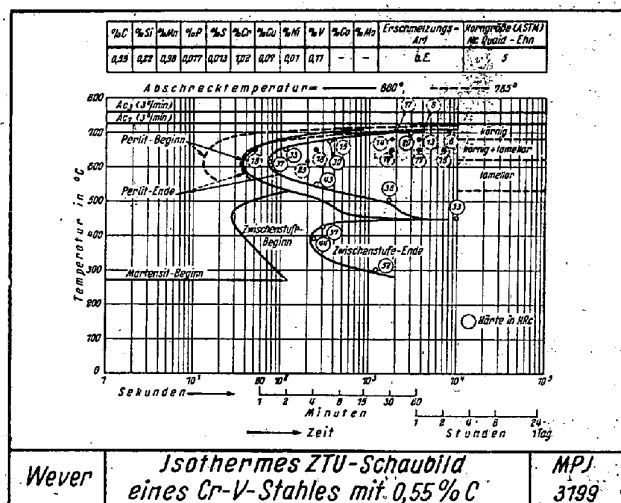
変態速度論

われわれはこゝで鉄合金およびその状態図の研究なかんづく鉄、炭素、状態図の研究という非常に興味深い歴史に深入りすることは出来ませんし、Osmond氏以来

の硬化理論の変転極まりない歴史を取り扱うことも出来ません。

これらの研究の全部にわたる広汎な問題の集合の特長は繰り返しなんらかの熱処理の影響例えば鋼の特性に対する硬化の影響を平衡関係から究明しようと試みられていることです。しかしながら鋼の硬化および一般に熱処理工程においては平衡状態自身よりも変形の平衡に向つての速度論的経過の方が重要です。こゝにおいて変形速度論の研究がわれわれの関心の的になつた訳です。今日すでに顕著な成果を数えあげることが出来ます。例えば現存する鋼の内、状態図によれば非常に長時間安定しているべきはずの鋼が十分に鋭敏な測定方法と十分に長い観察時間を終ると極端に動的であるという熱処理状態が相当数存在しており、その内若干は最高度の技術的重要性をもっていることが判明しています。

変態速度論の研究のためには変態過程を、いろいろなかつ技術的に重要な条件の下で(一定の温度の場合および連続的に温度が変る場合)測定しながら追求することの出来る方法が発展しました。これらの試験の結果として時間-温度-図、ないし時間-温度-変態-図を統一的に記述することが出来るようになりこれは今日あらゆる工業用鋼の大部分について存在します。第19図はその顕著な一例として鋼の熱処理に関するわれわれの図表の内から50CrV4鋼の等温変化の場合のT.T.T.図を示します。



第19図

T.T.T.図による変態過程についての上述の記述をもとにして最近反応速度論を支配する諸法則の科学的探求は長足の進歩を遂げました。実用面に向つてはさらに図表の作成を促進しその記述の内容を拡大しようとするでしょう。この研究はさらに材料の撰択とか改善にT.T.T.

図表をより広く応用することに力をそぎ通常の熱処理法の合理化および新しいプロセスの発展に寄与するでしょう。

さらに加えて実用面もまた鋼の熱処理をこの基礎の上に行うようになります。一般にあらゆる可能な熱処理およびそれによつて得られた組織および強度特性を変態図によつて完全に捕捉すれば、その表現方法に慣れさえすれば、実際家にとつても一定の要求された特長を出すために最適な鋼の熱処理を正しく呼び出すためのかけがえのない補助手段を与えることになります。こゝでは高合金鋼なかんづく肌焼鋼および重鍛造用鋼の加工性を改善するため恒温焼鈍してパーライトにすることだけをあげましょう。反対に既定の焼鈍方法にとつても、あるいはまた熔接の場合のように強制的にきめられた温度変化にとつても、その変態状態に応じて最適な材料を択ぶことが出来ます。このようにして熔接疵に鈍感な超硬可熔接構造用鋼の発展も決定的な影響をうけました。調質鋼の分野では T.T.T. 図による焼入性の概念は、物理的に明瞭な姿を得ました。ある特定の冷却過程によつては焼入硬化の程度を図によつて決定することが出来、また反対に所定の断面にとつて焼入硬化の程度に最も有利な冷却方法を定めることが出来ます。恒温段階変態およびオーステンパーの如き新しい熱処理方法は恒温図によつて提案され成功を収めることが出来ました。これは特に合金工具鋼のグループに適用されます。これらの鋼の熔接には変態状態を基礎にして新しい道が開かれましたが、それは熔接を 500°C 前後の最も変態が不活発な諸温度でオーステナイトの状態で行つて熔接された工具を直接にこの状態から硬化すると云う方法です。

固 体 物 理 学

冶金学的に非常に純粋な鉄を作ることは難しい問題です。今日まだたとえ真空熔解やゾーンメルティングの如き近代的方法を使用しても他の種々の金属のような純度を出すことは出来ません。同様に固体の純鉄において、単結晶を作る場合直ちに非常な困難を生じます。熔鋼から単結晶をひき出すことは鉄の多形態 (polymorphy) のために応用できませんから再結晶方法しか残っておりません。われわれは純鉄に炭素を添加することによつて臨界加工して再結晶させることによつて純鉄の単結晶を作ることができました。この炭素は再結晶後水素中焼鈍により除去されました。

純鉄の単結晶を作る場合と類似の困難が鉄の合金の単

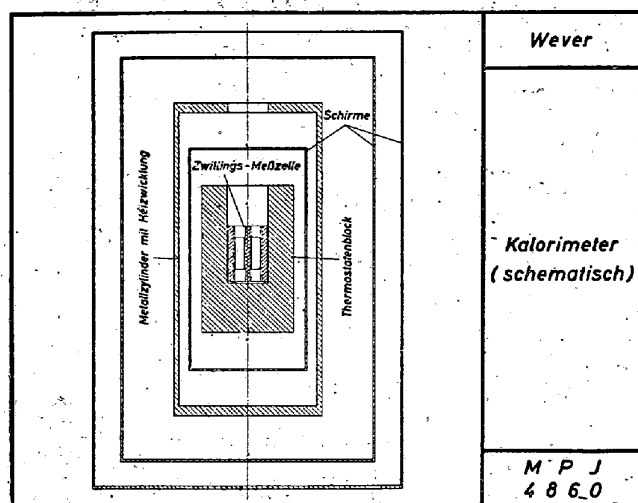


第 20 図

結晶の造成に際しても生じます。弾性応力の影響のもとで martensite を造る試験のため、鉄—ニッケル合金の austenite 単結晶を必要としました。第 20 図は -196°C 迄の低温冷却と 25 kg/mm² の引張り応力のもとで部分的に変態した Ni 30% C 0.006% の鉄合金の γ-単結晶を示します。X線による位置の決定によつて、austenite と martensite の間に方位関係が存在しそれは数年前に西山氏によつて発見されたものと若干相異することが立証されました。

鉄の大部分の工業的に重要な合金組織の二元的および多元的状态図は衆知のところですが、しかしながら熱力学のデータの範囲内における精度はたいへいの場合第一次的近似によつて状態図から計算できる以上にはできません。例えば最も重要な合金元素である炭素の溶解熱についての最善の数字は目下 α-Fe において 9700~12500 cal/mol の間、すなわち約 25% 上下しています。このことは明らかに、熱力学的データをより精確に決定するための測定が必要であることを証明します。われわれは目下第 21 図の如く固体の鉄合金が熔融金属に溶解する一つの溶解熱測定法を作っています。実験上の大きな困難はかんなづく 500°C ~700°C 程度というあまり高くない温度で鉄合金が相当短時間で溶解するのに適当な熔融金属を発見しなければならない点にあります。溶解熱の決定はさらに他の方法によつて補足されねばなりません。われわれはクヌードセン cell による蒸気圧の決定方法を鉄合金に応用できることを期待しています。それは鉄の混合エントロピのデータを得ることも可能にしましょう。

あらゆる種類の熱量測定法は近年その重要性をいちじるしく増しました。われわれは示差熱量測定法を析出お



第 21 図

よび変態過程の反応速度論的研究のために使用していますが、この方法では恒温試験において単位時間当り発生熱量を時間の函数として測定されます。この試験はしばしば膨脹計による測定あるいは抵抗測定で得られるものよりもさらに広い叙述をすることが出来ます。

最後に固体物理学にとっては原子炉と関連して多くの新しい問題が提起されており、これらは新しいプロセスを要求していますが、これらは目下発展中です。

(訳者 八幡製鉄・森)

第2回日本アイソトープ会議報文集並びに 第2回原子カシンポジウム報文集の刊行

去る2月開催された第2回日本アイソトープ会議および第2回原子カシンポジウムの全容を収録した標記の2報文集が下記要領によつて刊行されましたので御案内致します。印刷部数に限度がありますので御希望の方は早目に下記申込先へ御注文下さい。

記

1. 第1回日本アイソトープ会議報文集

全1冊 頒価 2500円

B5判; 本文 635頁, 関係会社紹介 56頁

内容: 医学 40編, 工学 22編, 農学 20編, 理学 10編, 生物学 8編,
安全防護 17編, 放射線化 6編, 計 123編

2. 第2回原子カシンポジウム報文集

全4冊 頒価 4,800円

B5判, 総頁 1,028頁 写真図版 1,600枚

分冊頒価

第1分冊: 総目次・著者索引・総合講演・討論 (71頁) 450円
第2 〃 物理・原子炉関係 (343頁) 1,750円
第3 〃 化学材料関係 (319頁) 1,350円
第4 〃 放射線の測定と応用 (291頁) 1,250円

注文申込先 東京都港区芝田村町1~1 日本原子力産業会議