

抄 録

— 燃 料 —

石炭の軟化性について

(H. Hoffmann & K. Hoehne: Brenn. Chem., 35, (1954) 202~211)

コークス用炭には適当な軟化性が必要で、これを膨脹計で測るとふつうのコークス用炭ではまず軟化による収縮が起り、ついで突然膨脹が始まり最高に達してから曲線が水平になるのが特徴で、またプラストメータで測ると軟化範囲 70°C、最高流動度 4800 目盛/分 ぐらいの値が得られる。この2方法を用いてザール・ロートリンゲン地区の炭化度の異なる8炭種の軟化性を測定してつぎの結果を得た。

軟化性は炭化度と組織成分との2つに支配される。まずピトリット(多くの場合レジニットを相当含みコークス化性からいうとクラリットに近かつた)では炭化度が下るにつれて膨脹性が著しく失われ最高膨脹点以後曲線は水平になる。また流動度は 6480~21、軟化範囲は 60~15 で、いずれも炭化度が低いほど小さくなる。

クラリットの流動度と炭化度との間にも、ピトリットほどきれいではないが同様の関係があるが、流動度は 21600~1200 でいちじるしく高く、軟化範囲も 72~45°C で広い。膨脹曲線は最高に達してから再び降下する。

ドリットには2つあるがエキジニットに富んだドリットは流動度が 864000~6600 でどの組織成分よりも、はるかに高く、軟化範囲はクラリットと同程度で、また膨脹曲線は最初の収縮につづいて多少の膨脹があるが、このあと急激に降下する。他方不活性物に富んだドリットはほとんど流動性を示さず、膨脹曲線も収縮を示すだけで膨脹が見られない。

なおピトリットとしては上のもののほかに顕微鏡的に純粋なピトリットもしばしば存在し、これはクラリットに似て流動度も高く軟化範囲も広がった。

以上の各組織成分を互に系統的に割合を変えて配合したものの流動性は算術平均的には変化しない。すなわちエキジニットに富んだドリットまたはクラリットをピトリットに配合した場合、配合量40%まではピトリットの軟化性に強く支配され、配合量が40%を起えたと前2者の影響がそれぞれ急激に強くあらわれる。

なお原炭の粒度別の軟化性および下シレジア炭を配合した場合の軟化性にもふれている。(吉田雄次)

鑄造耐火物に関する National Bureau of Standards の研究

(Iron and Steel Engineer: 81 (1954) No.7 135~136)

鑄造耐火物とは破碎した耐火煉瓦等を高アルミナ水硬セメントで固める様な耐熱コンクリートの総称で高温強度は当然セメントの軟化点で左右される。National Bureau of Standards は数年来これに関する広範囲な

実験を行つて来たが、最近その研究報告が発表された。その内容は鑄造耐火物の一般性質はもとより、代表的市場製品と研究室で調製されたものとの比較試験及び内外耐火セメントに関する data を包括している。自家製品には骨材として破碎した煨焼フリントクレー及び耐火煉瓦を用い、これを順次各種セメントにより成型の上試験に供した。この研究に対しては生産者より16種類の製品が提出された。これ等に依つてその湿態流動性、粒度分布、固化後の抗圧力、抗張力、撓み、加熱に依る寸法変化等が調査された。自家製品のセメント添加量は10、20及び30%とした。市場製品の耐火度は14番~37番の範囲にあり殆んどものは18番以下であつた。これは1490°Cの軟化点に相当する。実験室製及び市場製品の強度低下は1050°Cまでの高温処理をするよりも室温から300°Cまでの熱処理で断定し得る。

市場製品の強度は900°Cにて5時間加熱後よりも、同温度で1ヶ月間熱処理したものの方が大きい。しかし研究室で調製した試験片を8ヶ月及び12ヶ月間熱処理後、強度を測定した結果、その間に差は認められなかつた。顕微鏡検査に依り1050°C以上加熱すると組織の変化する事が認められた。尙1300°C以上に加熱した場合フリントクレー粒子の周辺部は強く反応し、セメントの酸化鉄を吸収して褐色に変色する。試験片を300°Cにて4ヶ月間加熱したが、その収縮率は僅か0.1%程度で合計12ヶ月間加熱しても増加率は極めて小さかつた。又300°Cに加熱して4ヶ月目に於ける気孔率はシャモット煉瓦質のもので平均30%、フリントクレー質のものに於いては27~28%を示し、更に2ヶ月間加熱しても何れも僅かに低下したのみであつた。結合剤であるセメントの脱水試験を行つた結果、含有水分の80%を除くためには250°Cにて9日間を要し、完全に除去するには750°C迄加熱せねばならぬ事が判明した。熱分析に依り水硬セメントには110°C、280°C及び約900°Cに於いて熱偏差が認められた。前者は水和した水分の消失、後者は不定形アルミナの結晶化に依るものと思われる。(米田 宏)

— 鋼 の 製 造 —

航空機研究の立場から見た平炉設計の問題

(J. H. Chester: Iron & Steel, 27(1954)207~212)

1856年にFredericとWilliam Siemensの兄弟が平炉設計に就いての刷新的改革を考案して、パテントを取つた。一方、OrvilleとWilbur Wright兄弟が1907年12月に最初の飛行を行つた。爾來、二度の世界大戦を経て著しく発達した航空機の如く、炉の設計者及び使用者が、もつと基礎的な事に就いて研究を続けていたならば、現在の平炉はかなり変つていたかも知れない。

Sheffield大学のThring教授は「炉の根本的改良は作業能率を2倍にし、燃料消費を半分出来る」と述べている位で、確かに平炉は現在の型の基本的研究と並ん

で根本的に異なる設計を考えなければならない。今迄の多くの設計は Siemens 型から離れて考えても技術的困難に直面すると窮極として前の設計に復帰する様になつてしまつたのである。Siemens 炉は廃棄ガスの略々半分の熱が回収出来、それによつて空気、ガスを予熱出来る事で、燃料の節約が出来るばかりでなく、焔の温度が充分製鋼出来る程高い事が利点で、この再生主旨を離れては如何なる計画を樹てても、常に一つの重大な損失がある事を忘れてはならない。

最近、航空力学者はジェットエンジンに多大の興味を展げ結果として煙管を通る高温ガスの流れに就いて多くの研究が行われている。この知識が平炉の設計者に多大の興味を与え、次の如き流体力学の問題に関心が向けられて来た。

① シガレットの煙で例えられる。“turbulent” から “laminar” への変換を支配する条件は Reonalds number で表わされる。即ち、 $Re = \frac{\rho V^2}{L} / \frac{\eta V}{L^2} = \frac{\rho V L}{\eta}$

(但し、 V, ρ, η は夫々流れの速度、密度、絶体粘性を表わし、 L は装置に特有の長さを示す。) 平炉の様に複雑な流れ組織でも L は決定出来、 L が決定すれば Re 計算出来る。即ち Re が 2,000 を超える時、turbulent になる。尙、流れの混合は分子の拡散、微小な turbulent や渦巻の拡散、一点から他点への流れグループの移動、等で支配される。②流れが turbulent にしろ、laminar にしろ、表面上の方向に突然の変化が起きたり、流れが 150° の角度に膨脹したりすれば“流れの破れ”が生ずる。航空機設計者は数学的に之を避けるが、平炉では寧ろ“流れの破れ”の集りと考えてよい。③航空機のジェットでは、再循環ガスは新注入の油を蒸発させる機能を持つ。メルツ炉では再循環ガスは燃焼が丁度初まつたジェットの温度を急激に上げる利点があるが、耐火煉瓦の消耗の点を考慮しなければならない。④航空機設計者の言う“不安定”は空気が流れの状態にある時、機体の希望しない状態を言うが、平炉での“不安定”は炉の出口で採られたガス試料に不燃状態のものが発見される事である。⑤流れが屈折が多く速度の勾配が激しいと、“第二の流れ”が生ずる。之は耐火材料の疲労を増すと言われている。⑥炉の設計では、“Magnus 効果”の法則から言つても流れを妨害する様な設計は避けなければならない。

数年前、平炉の簡単なガラスモデルによる圧力降下を主とした研究から、平炉組織のどの部分の変化も其の全体に及ぼすものである事が分つた。従つて炉の一部分を長くしたり或いは短くしたりする事で全体の根本的な改善が可能であると考えるのは危険である。

今日、代表している一般的な平炉の型は所謂“適者生存”と言う見地で考察する必要がある。従つて種々附属品に就いても、其の存在価値の絶対理由を認識すべきである。(谷 昌博)

最近の継目無し鋼管の材料に就て

(D. E. Brooks: Iron & Steel, 27 (1954) No. 10, 459~61)

継目無し鋼管の材料は一般に平炉製又は電気炉製キル

ド鋼が用いられ、時にはリムド鋼も使用されている。鋼塊は激しい鍛造を受けるので、内外部共に組織は堅固で緻密で、デンドライトは大きい事が必要である。又表面は特に欠陥なく孔穿け前には丸型は四角に皮むきしなければならない。

塩基性電気炉による材料の熔解はスクラップ及び銑鉄を石灰、螢石を熔剤として迅速に行う事がよいとされているが各工場によつて実際には夫々独特の方法を行っている。以前は電気炉熔解で、冷材スクラップに鉍石、スケールの大部分を加えていたが最近では熔けた湯に鉍石を加えるのが、鋼から酸素や窒素をのぞき密度や物理的性質を改良する点でよいとする傾向になつた。一つの塩基性電気炉でリムド鋼、セミキルド鋼、キルド鋼を製造している所では平炉作業に接近した熔解方法を行い略々成功している。事実、この範囲のものでは平炉過程も電気炉過程も製品としての加工性、表面状況、品質等では目立つ様な変化を来さないのである。重要な鋼の水素浸入防止であるが、強烈な沸騰精錬と取鍋及び炉中添加物の完全な乾燥によつて水素吸収の機会を出来るだけ最小にとどめる事が出来る。と言うのは乾燥不十分な取鍋や樋口等からの水素の吸収は炉内状態で浸入する水素よりも鋼の品質に悪影響を及ぼすと言われているから。

次に脱酸であるが、或る工場で鉍石を加える前に Mn 添加脱酸を行つている様であるが、より効果的な方法は酸化スラッグから最終カーバイドスラッグに移る裸の湯に直接シリコ〜マンガンを追加する事である。

前述の如く継目無し鋼管製造には表面のきれいな中心組織のよい鋼塊を得るために、注入方式は下注ぎで Big-end-up 鑄型を用い、頭部加熱(ガスバーナー、電気アーク、絶縁材料等による)が行われる事がのぞましい。下注ぎによつて鑄型底部のかける事や、磨耗が少く圧延後の放棄部分が少い。又頭部加熱によつて完全に第一次気孔が除かれ、それだけ生産が増大する事になる。又、下注ぎの効果は鑄型の寿命を延す事が出来る。独逸では高級鋼塊の 80% は下注ぎであると言われアメリカでも下注ぎの鋼塊も数は膨大なものである。尙、頭部加熱用の標準材料としては、カルシウム、シリコンや弗化物、炭酸塩等と粘土との混合が挙げられている。下注ぎ鑄型は一般に四角であるが丸型も広く用いられている。一時に注入される鑄型の数は寸法によつて 32迄である。最大重量では 16t のものがある。被覆塗料にはタールをベンゾールに溶かして用いられるがピッチとコールタールの混合をベンゾールに溶かして使用している所もある。注入の最適温度は成分鋼塊寸法、及び他の細目で決定される。アメリカ及び英国の研究の結果、下注ぎ上注ぎに拘らず熔鋼は注入後、常に最高温度部分が比重の關係上対流現象で上部に上ろうとする傾向が認められた。(谷 昌博)

純鉄の高度真空熔解の研究

(F. Wever, W. A. Fischer u. H. Engelbrecht: Stahl u. Eisen 74 (1954) 1515)

純鉄の組織と機械的性質に及ぼす O の影響を研究する為、必要なる不純物の最も少い純鉄の熔解法を述べたものである。

原料鉄としては、スエーデン錬鉄 (0.01% C, 0.05%

Si, 0.01% Mn, 0.019% P, 0.012% S, 0.03% Cu) を選び、塩基性高周波炉、CaO-CaF 鋼滓下で脱P、脱Sした上、酸性高周波炉で脱Cして小鋼塊を作り、鍛造後切断して4~7 kgのものとし、真空熔解の原料とする。その他ノルウェー電解鉄 (0.002% C, 0.02% Si, 0.001% P, 0.010% S, 0.001% Cu, 0.003% N, 0.001% Ni) も使用したが、此の場合は表面の不純物を削り落して、高周波炉でCO雰囲気中Mnを添加して脱Sした。

真空熔解炉は、容量7 kg, 25 K.V.A., 250~300V, 400Aの高周波炉で、コランダムでスタンプし、上部にはシリマナイト管を嵌め込み、熔底にはH₂ガスが通過し得るような細孔が明けてある。之等は真空容器中に収められ且つ外から操作し得るようになってゐる。

原料純鉄を真空炉で熔解しMnを揮散せしめ、Oその他のガスの除去を行うのであるが、Oを除去する為にはH₂とCの2通の還元法がある。H₂にて還元する場合は、OはP_{H₂O}/P_{H₂}に比例するのでP_{H₂O}を低くすること、P_{H₂}を高める事が必要であり、温度の影響は僅かである。Cで還元する場合はP_{CO}を小にする事は必要であるが、真空状態に於いては[C]×[O]も極めて小さくなる。

H₂還元法もH₂を上部から吹付けた場合は処理時間は5hを要した。O含有量は0.004~0.005%であつたが、Alが炉壁から還元されて0.0068~0.031%になる。併し炉底から吹込んだ場合には、反応が促進されて60~80 mnで完了し、H₂圧力40~100 mmHgでO含有量は0.004~0.01%であつた。H₂圧力を760 mmHgまで上げる事が出来れば、O含有量を0.001%以下にも下げる事が出来るのであるが、此の設備では高圧力にすると冷却作用が大きくなつて、熔鉄のまま保持する為には電気容量の不足を来し、350 mm H₂に止めている。尙H₂Oの凝固を防ぐ為に常に新しいH₂を交流させる等の工夫をこらしている。かくして得た最純鉄は、0.003~0.008% C, 0.001~0.004% Si, 0.001~0.002% Mn, 0.001~0.009% P, 0.006~0.010% S, 0.001~0.004% Cr, 0.001~0.021% Ni, 0.001~0.005% Cu, 0.0001~0.0010% Al, 0.001~0.002% N, 0.004~0.011% Oの組成のものであつた。

Cに依る還元法は、最初Oに相当するCを加えておきN雰囲気中で最初は760 mmHg、次第に沸騰しないように圧力を下げて50~30 mmHgとし、反応を完了を確認してから真空状態に短時間保持して鑄込を行う。此の方法に依つて得た最純鉄はC量は多少高目であるが、O含有量は0.003~0.005%であつた。(酒井晋一郎)

—鋼の加工—

最近の圧延技術の進歩

(N. H. Polakowski: Journal of Metals, 6 (1954) 9-I, 954)

Siebelが開拓した圧延に関する基礎理論は、最近Underwoodにより詳しく検討された。その理論によればロールの全圧下力を小さくするには、(1) ロールと材料の間の摩擦係数を小さくする、(2) ワークロールの直

径を小さくする、(3) 前方又は後方張力を附加する事が考えられる。ロールの全圧下力を簡単に求めるにはノモグラム法によるか、又は最近Dahlstromによつて設計された計算機を用いる。Dahlstromの方法は、圧延データ、降伏応力、摩擦係数の値から数秒にして全圧下力が算出されるのである。

ロールと材料の間の摩擦係数の値は冷間圧延の場合に0.015~0.2、熱間圧延の場合0.3~0.8が普通であるがこの値は良い潤滑剤を用いロール研磨仕上の良いほど小さくなる。冷却圧延の潤滑には鉱物性油よりも植物性、動物性油の方がすぐれている。圧延板が薄いほど又圧延速度大なるほど潤滑の良否が大切になる。特殊な潤滑法としては不銹鋼管をRockrite製管機で製造する時材料表面に鉛又は銅の被覆をしたり、パーマロイ箔帯製造の際に潤滑剤キャリアーとして銅の多孔性膜を電着させることがある。全圧下力を小さくするためには良質の潤滑剤を用いなければならぬが、仕上げ表面に光沢を与えるためには粘性度の低い鉱物性油を用いて摩擦係数を大にし圧延の際ロールによる研磨作用を利用する。アルミニウムやマグネシウムの熱間圧延を行うときロール表面に材料が付着するのを防ぐには冷却溶液中に弗化硼素を添加するとよい。

圧延板の板厚の変化に応じて圧下力又は附加張力を自動的に変化する方法が最近多く考えられている。

非常に薄い帯の圧延にはRohn型、Sendzimir型の多段ロールが用いられるが、最近ワークロールにタングステンカーバイドの如き弾性率の大きな材料を用いることが試みられている。比較的薄い板の圧延にはワークロール直径3~8インチの4段ロールが用いられるが、板巾がワークロール直径の10倍以上の場合にはワークロールが圧延中に前後に彎曲する。Dahlstromは之を解決するためにバックアップロールを前後に適当に移行して圧延時の水平分力の和を零として圧延することを試みた。ピレットからシート迄1回のパスで90%以上の圧下を行うことができるプラネタリーミルがSendzimirによつて考案された。之は大きな直径の駆動ロールの周囲に接触摩擦回転する多くの小径ロールを配置したもので、材料をフィードロールによつて之に押し込んで圧延するものである。

熱間圧延中の材料の酸化を防ぐため不活性ガスを充満したジャケットでロールを囲むことがありベリリウムの熱間圧延などに用いる。チタンの熱間圧延は二枚の軟鋼板の間に挟んでサンドウィッチ圧延する。

従来の圧延機はすべて棒型ハウジングであつたが、最近スウェーデンに於いては、各ロールをボルト結合したNorlindhスタンド、S.K.F.スタンドと称する新しい設計法が実施されている。この方法によると圧延全重量が軽くなり構造は緻密であり、又従来のハウジングより弾性変形が少ないので圧延板寸法を精確にし得る利点がある。(阿部秀夫)

耐熱不銹鋼の圧出作業

(Iron & Steel, 27 (1954) No. 6, 213~215)

Chesterfield製管会社とReynolds製管会社との共同作業によつて困難とされていたジェットエンジン用の

高級耐熱不銹鋼の圧出作業が一応の成功を収めた。英国では 21 年前、最初に Chesterfield 会社が不銹鋼の冷間引抜に成功した。当時の技術は原始的であつたが、兎に角 1 $\frac{1}{2}$ ~4 in の外径で最小肉厚 0.192 in 迄製作出来た。圧出ということは“圧縮下に鍛造して秀れた冶金組織の材質を造り出す事”をいつている。其の行程中“圧出比”は非常に重要な要素で最強靱のものでも 4、圧出の容易なものでも約 20 程度である。この圧出作業に潤滑剤としてガラスを使用すれば圧出比は増大し、工具の寿命も延ばすことが出来ると言われている。

現在、上記のガラスは工業的に非常に普及したものとなつていて、圧出温度では、粘性があるので工具と加工されるものとの間に厚い層を作る様である。従つて、圧出される形がどんなであろうとも(ガラスを使用すれば)ダイスを合理的に安価なものとする事が出来る。そしてダイスの寿命に一番影響するのは、何といても疲労である。

ダイスの寿命以外に圧出価格に重大な役割をなしているのは、興味ある“断面の均合の方法”とも言うべきものである。この方法は fillet (銻バリの如き部分)と称するものを対称位置として、材料を圧出することで、圧出後縦に切断さえすれば、一時に二つのものが圧出出来ることになる。従つて単位時間の圧出屯数が 2 倍近くに増大するわけである。

又、Reynold 製管会社は長年のリング専門メーカーである。従つて不銹鋼管の製造進歩は、いわば長い間の合理的経験と理論的研究に基くものである。是等のリングには、18% Cr, 8% Cr, 12% Ni 型の合金が独占的に使用されて特別目的に供されている。或る物は W の少量を含み、又 B を含むものである。

而して、リングの曲げには、特別な曲げ機械が使用され、且つ曲げてからは自動的機械で熔接される様になつている。斯くして出来たリングは 1,050°C でノルマライズされる事になつている。

今後、リングの製造を容易にし、価格を低げる意味でも航空機の製造及び設計の技師は、リング製造者と密接な連絡を行い、その形状の改良、材質の向上をはかる事は極めて重要な事である。(谷 昌博)

結晶粒微細化処理をした C 1020 キルド鋼塊の割れ

(M. A. Orehoski, N. R. Arant and J. A. Pusateri: J. Metals, 6 (1954) No. 8, 891~899)

割れ疵が発生しやすい C: 0.18~0.23% の結晶粒微細化処理をした C1020 キルド上注鋼塊について、その表面割れについて研究した。研究は (1) 日常製造する鋼塊及び圧延成品の調査。(2) 割れの原因をつきとめ、その対策を考える実験室的研究。(3) その実際の適用。の三つの段階から成つている。

(1) 日常成品の調査——U. S. Steel の Duquesne 工場で作る 22×25 in の上広上注キルド鋼、C 1020 鋼塊 5 チャージについて鋼塊のまま、第一次ロールパス後の中間成品について、その表面割れの部分を縦横に切断し、研磨し、ディーブエッチ、サルファープリント写

真撮影により疵部を調査した。圧延状況の観察によれば割れの多くは始めの数パスにより発生する。鋼塊の場所によつて特に割れの発生し易い所はない。割れはあらゆる方向に向き色々な形態を取るが、圧延中にロール方向に揃う傾向がある。サルファープリント及びディーブエッチの試験によれば鋼塊表面のチル層と柱状晶の界目附近に腐蝕に強い部分があり、それが鋼塊表面にそつて帯状の模様をつくつている。この帯がわん曲し表面にごく近くなつている部分に割れ、若くはテンドライトの交叉がおこり、他の部分は大抵テンドライトが互に平行に発達している。この様にテンドライトが交叉していると鋼塊の冷却収縮中又は圧延中弱点となり割れ発生の起因となる。

(2) 実験室的研究——50 lb の高周波炉で C 1020 鋼に相当する成分の鋼を熔解し、4×4 in の上広鑄型に上注し、注入後間もなく、鋼塊をかたむけ内部の未凝固部分を流出させ、鑄型壁に沿つて凝固したうすい鋼塊殻の部分を残し調査した。この殻の縦断面をディーブエッチすると上述と同様の波形の帯が見られる。この帯は鋼塊殻の波形と略々平行している。このことからこの帯は凝固前端を示し、鑄型壁に熔鋼が接すると鋼は急速に凝固し殻をつくるが、注入中熔鋼が動いて部分的に過熱熔鋼が急冷されると、殻の厚さが局部的に異り、凝固面が単純な平面から波形に変わり、互に平行に成長していたテンドライトの成長が乱され、互に交叉し、われ疵を発生し易い弱点を形成することが説明される。従つて、柱状晶中のテンドライトを全くなくしてしまうとか、その凝固速度を調整し、テンドライトの交叉を防ぎうるならば割れに対するこの原因をなくすることが出来る筈である。事実凝固時間を長くすると鋼塊殻の厚さの不規則さはへる。この実験では注入の状態がひんばんに変わるのあまり明らかには、つかめなかつたが、注入速さ、温度が高くなると、鋼塊殻の厚さの不規則さは増し、又あまり低くても、鋼塊表面をきたなくし、部分的な殻の生成のために不規則さを増す。スブラッシュがそのままのこると、その部分の壁と鋼塊表面との間に空気層をつくり、注入鋼の凝固速さをおくらせテンドライトの交叉をおこし、割れの原因となる。鋼を CaO 4, SiO₂ 4, 氷晶石 1, ホタル石 1 の割合に混ぜ 2400~2750°F に加熱した熔融スラッグを満した鑄型中へ注入した実験では、鋼の初めの凝固速が遅くなり、鋼塊殻の厚さの均一性が増す。沢山の注入孔をもつた箱を通して注入すると個々の流れの擾乱が相殺され、鋼塊殻の厚さの不規則さが少くなる。突出したノズルを用い、上昇する鋼と注入する鋼とが常に同一間隔を保つて接する様にして注入しても擾乱が少くなり、スラッグ中に注入したと同様な鋼塊殻をつくる。グラスウールをつめた鑄型中への注入、或いはパイプを通しての注入ではあまり効果はなかつた。

(3) 実際作業への適用——前述の成分のスラッグを 2250~2670°F に熔融し鑄型中へ 350~600 lb 入れ、その上に 9000 lb の熔鋼を注いでつくつた鋼塊と同一チャージの通常の方法で注入した鋼塊とを比較すると、圧延成績中割れに関しては前者が後者に比しすぐれている。但し、ディーブエッチすると前者の鋼塊にややスラッグ

のまき込みが見られる。注入孔を沢山もつた箱を通して注入した場合には1 $\frac{1}{2}$ "、の4つの注入孔をもつたものが圧延成績がよかつた。更に大きなノズル径、沢山の孔をもつたものの試験は実験の困難のために行い得なかつた。これ等を日常作業化して行うことは作業の面倒さと費用の点から実際的ではない。しかし鋼塊割れについて実際の観察と実験室的な実験から推定した推論が実際の大きさの鋼塊にもそのままあてはまることが示されよう。

(二上 菱)

✓ 炭素鋼のマンガン、硫黄含有量と熱間鍛造性との関係

(C. T. Anderson, V. V. Donaldson, R. W. Kimball, F. R. Cattoir: Journal of Metals, 6 (1954) 835)

0.15~0.28% C 炭素鋼に 0.04~0.52% の範囲のマンガン、0.01~0.43% の範囲の硫黄を種々の量及び割合で添加して熱間鍛造性を実験した。この場合脱酸に用いたアルミニウムによる影響を小さくするようにつとめた。鍛造温度は 1230°C で、ブタン-プロパン混合ガス炉で加熱した。その結果、

(1) マンガンを全く含有しない場合には、約 0.017% 以上の硫黄を含むと鍛造不可となる。

(2) 0.03% 以上の硫黄、0.06% 以上のマンガンを含む場合には、鍛造可能とするために含有すべきマンガンの最低含有量は、 $[1.25 \times (\text{硫黄}\%) + 0.03]\%$ で示される。(阿部秀夫)

変成雰囲気の発生とその応用

(A. G. Hotchkiss, 他: Metal Progress, Nov. (1954) 81~123)

この内容は、上記の題目について、12名の発表者よりの Round Table の形式になっているが、これらを要約すると以下に述べる通りである。

最近、鉄鋼製品に対する仕様条件が厳密になつてきたので、加工工程に於て特に慎重な考慮を払わなければならない問題が多い。鉄鋼材料の熱工程に対して、変成雰囲気が多く用いられる様になつたのもこのためである。

材料と炉内雰囲気との相互反応及び変成雰囲気の種類発生方法、特徴及び応用範囲等について、一般的な説明をしていると共に、変成雰囲気の成分に及ぼす発生条件のえいきよう、鉄鋼の材質と処理温度に対して平衡すべき雰囲気成分及び雰囲気の露点測定に関する諸問題等については、詳細な説明をしている。

変成雰囲気の成分に影響を及ぼす要素としては、空気-燃料比、温度、時間及び触媒の活性度等であり、空気-燃料比が増大すれば H₂O は急増し、変成温度は高い程よいが、実際上は 1900°F で充分である。又触媒の効果は、変成時間を数分の一に短縮させる。

種々の処理温度に於いて各種の鋼と平衡を保つべき、雰囲気中の特定成分を実験によつて求め、図表で説明しているが、特に注意を要することは、これらの結果は単なる指針にすぎず、実際には、材料、雰囲気成分及び炉等の条件が種々異なるので、夫々の場合に於て実験を行い、最も適当な条件をきめる必要があることである。

品質、経済及び安全等の立場より雰囲気成分を正確に知ることは必要である。これに対しては、赤外線を利用

した計器をはじめ種々の計器があるが、最も重要であり且つ効果的なのは露点計であつて、その精度、試料の採取方法等について注意すべき点の多いことを警告すると共に、測定の実例についても述べている。(佐々木喜八)

液体滲炭

(T. M. Dougherty: Metal Progress 66 (1954) 89~90)

自動車、工作機、農耕機、兵器等に使う軸受用レースに対し従来の固体滲炭を液滲に置換し、人員を 1/2、生産量を 3.5 倍にする成果を挙げた。現在の製品として自動車用クラッチリリース (C1018鋼) 及び農耕機用 (C1117, C1118鋼) の二例につき説明している。これらの仕様硬度は RC60~62、滲炭層は 0.054~0.060 in、浴槽は 8 × 3 × 2 $\frac{1}{2}$ 深さ、浴温は 1700°F、アルカリ及びアルカリ土金属塩化物の混合塩に、35~36% の NaCN を含む滲炭用塩の粒を加え、Ba 塩を入れ加速滲炭する。保持時間は滲炭層 0.01 in 当り 1 h で通常 6 h 保つ。材料のロット毎に先行試験し素材の性質と滲炭条件を判定する。滲炭終了後は焼入歪を防ぐため 1450°F の中性塩浴中に移し 5 mn 程度保持して、90°F 以下の 10% 食塩水中に焼入れ 370°F の硝酸塩浴で焼戻す。この方法により常に均一な品物が得られる。(河井泰治)

— 鑄 鉄 —

球状黒鉛鑄鉄の塑性加工による密度変化

(W. R. Clough, M. E. Shank: Journal of Metals, 6 (1954) 9-II, 1093)

球状黒鉛鑄鉄を塑性加工すると、著しく密度が減少する。これは球状黒鉛の周辺部に空孔が発生するため、約 700 倍の顕微鏡で容易に認めることができる。この空孔が生ずる時、球状黒鉛を包む殻の部分も球状黒鉛から分離する。顕微鏡検査の結果から空孔の全容積を推定し概算した密度変化と実際に測定した密度変化とはよく一致する。(阿部秀夫)

鑄鉄の過冷却黒鉛

(H. Morrogh & W. J. Williams: Iron & Steel, 27 (1954) No. 7, 302~304)

過冷却黒鉛というものは冷却をそれ程迅速にせずに凝固させて焼入した共晶点附近の鑄鉄に期待出来るものである。著者はカーバイド相から過冷却黒鉛が生成する事を証明するために 3.3% C の高炭素鑄鉄の小さいインゴット (大きなインゴットは冷却速度が遅過ぎ、それだけ凝固時に留るカーバイド量は少い。) を使用して次の如き方法により実験を行つた。即ち、共晶温度 1,136°C より高い 1,204, 1,157, 1,146, 1,139°C の如き温度から焼入して顕微鏡組織を調べた所、何れもオーステナイト、レーデブライト、針状カーバイド組織を呈するのみで過冷却黒鉛は現われなかつたが、1,136°C の共晶温度を通過中、焼入したものは粗い針状カーバイドと過冷却黒鉛が認められた。尙、針状カーバイドの析出は過冷却黒鉛への黒鉛化が初まる迄継続されるものとみられる。以前の論文にも示された様に過冷却黒鉛はセメントライトが針状に現われたり、針状逆チルの現われる所に多く発見さ

れる様である。

要するに、過冷却黒鉛は正常なレーデブライト組織には見られないで、亜共晶セメンタイトが過共晶組織に変態する時に現われるもので、この過共晶セメンタイトは非常に不安定である。従つて過冷却黒鉛に導く黒鉛化の過程は過共晶カーバイド相の極端な不安定によつて初めて可能とされるものである事が想像出来るわけである。

過冷却黒鉛の顕微鏡組織を見ると、それがセメンタイトで囲まれているので、カーバイド粒子から生成されるものと考えられているが、一方、針状カーバイドが過冷却黒鉛の附近によく見られる事実からして、カーバイドの分解の結果生ずるものであるという見解を支持する傾向もかなり強い様である。高 Si 鑄鉄 (Si 6%) では徐冷の状態にあつても、過冷却黒鉛が生ずる。そのカーバイドはセメンタイトとシリコカーバイドとの混合であるが Si 7% を含むものになると、シリコカーバイドのみであつて、是等のカーバイドの分解によつて過冷却黒鉛が生ずるわけである。

結論として、鑄鉄、Fe-C 合金、Fe-C-Si 合金、の過冷却黒鉛はカーバイドの分解によつて出来、このカーバイドの凝固は共晶温度に達する前に、少くとも一部は完了するものである。このカーバイドは過共晶カーバイドに似ていて特徴は針状型であることが証明されている。

実験の経験上、カーバイド相から過冷却黒鉛が生ずる事は薄肉の鑄鉄鑄物の製造の際によく立証されている。

(谷 昌博)

鑄鉄のセメンタイトに就て

(A. Berman & V. Kondic: Iron & Steel, 27(1954) No. 7, 283~284)

著者は Fe-C 合金の凝固過程を解説する意味で、自由エネルギーと成分との状態図を示し、熔鉄、オーステナイト、セメンタイト、黒鉛に就いての曲線を C 量を函数として表わした。そしてこの状態図から黒鉛は熔鉄から直ちに形成されるものと、其の後発生が容易でない場合はセメンタイトが先ず形成され、その分解で析出するものがある事を明示した。

次いで黒鉛の根本問題を検討するために熔鉄から直接出来るものと、セメンタイトの分解によつて出来るものとの条件を研究し、次の如き実験を行つた。試料は C 3.38%, Cr 0.1%, を含む Fe-C 合金を大巾の範囲に冷却速度を調節出来る密閉炉で熔解した。この炉は如何なる温度からも急冷焼入が出来、アルゴン気中で熔解する様になつてゐる。尙この試料は特に次の成分の瑞典鉄から準備されたものである。即ち C 0.034%, Si 0.002%, S 0.005%, Ni 0.01%, Cu 0.004%, Mn 0.005%, Al 0.002%, O 0.0016%, N 0.0018%, 又、C には黒鉛電極を、Cr には電解のものを使用した。実験は共晶点附近の温度で黒鉛が形成されるに必要な時間と、共晶点以下の温度でセメンタイトから析出するに必要な時間を夫々測定し、その比較を行つた。この結果からセメンタイトの析出に必要な時間の単位は嘗て Hanemann が示した様に h の単位ではなくて mn の単位である事が再証された。

この実験に於いて各温度での黒鉛化の開始と終止との

点を求めて、時間~温度~セメンタイト析出の状態図を作り上げる事が出来た。この状態図を以て、共晶温度での完全な黒鉛化時間を見ると 4 mn 以内で起きることが示される。

又、共晶温度からの冷却速度を変化させた場合に、顕微鏡組織は次の如き結果を示した。(直接冷却が、それに伴う再加熱に依つて生じた黒鉛を D 型と称している。)

実験番号	共晶温度での停滞時間	冷却速度	顕微鏡組織
1 A	13~14 sec	2 °C/sec	白鉄組織
2 A	90 "	0.17 "	1~2% D型黒鉛
3 A	240 "	0.08 "	100% D型黒鉛

この実験では、セメンタイトを著しく安定化する Cr を 0.1% 添加されたが為めにセメンタイトの分解は Hanemann の実験よりも更に明白に示されるという事が結論的に言えるわけである。(谷 昌博)

螺旋型転位理論による球状黒鉛の成長

(M. Hillert & Y. Lindblom: Iron & Steel, 27, (1954) No. 7, 295~96)

著者は螺旋型転位 (Screw Dislocation) の理論から球状黒鉛の成長を考察した。というのは螺旋型転位の軸を一回転すると一つの結晶面から他の結晶面へ連続的に動く事が出来るし、又螺旋型転位によつて成長した組織は結晶が多数に分れて球状型の特徴を備えているからである。

球状黒鉛の成長が、螺旋型転位によるものとするれば、Mg, Ce, の如き球状黒鉛組織を促進するものの添加は、螺旋型転位への出発を促進するものとなるわけである。

Mg, Ce 元素は炭素原子と非金属的結合を形作る傾向がある。そしてこの結合体は成長しつつある黒鉛格子に附着し、或る程度に成長が達すると最早、促進せず連続的に多数に分れて、結果として球状黒鉛の成長を来すことになる。要するにこの理論は一樣分布を促進する元素の多量な存在に依つて初めて黒鉛の球状態を説明出来るわけである。

次に著者はこの研究の根本的な予備作業として適当な同位元素の選択を指摘し Ce¹⁴⁰, Ce¹⁴¹ の半減期や Ce の活性化、放射能等に就いて述べている。

実験に於いては、2.6% C を有する二種の Ni-C 合金を鑄造前に、47% Ce と 52% 稀土類元素 (主に La, Pr, Nd, と少量の Fe, Si, Mg, Ca を含む) とより成る混合金属を夫々 0.06%, 0.10% の量で処理した。尙、次表はこの混合金属中の元素を 5.5×10^{11} neutrons/sec/sf cm の flux で 1 ヶ月間放射線照射をさせた結果である。

元素	半減期	β 粒子, MeV	活性化 mc/g
Ce ¹⁴¹	33 days	0.56	25
La ¹⁴⁰	40 h	1.32, 1.67, 2.26,	550
Pr ¹⁴⁷	19.3 h	2.52, 0.35	660
Pr ¹⁴³	13.9 days	0.93	3.63/g of Ce

これ等の稀土類元素は Ce と同様に球状の成長を促進する事が分つた。そして 0.06% の混合金属で処理された Ni-C 合金の地には球状黒鉛組織を生じたが 0.10% で処理されたものには第三相が出来上つた。前者の放射能

は弱い後者の第三相は相当な放射能を持っている事が分つた。

結論として、この理論は螺旋型転位による球状黒鉛成長の理論を示唆したものであり、Ce, Mg, の如き元素が均一な分布によつて小塊となり、成長する黒鉛の結晶格子に入り込むことを意味する。

更に混合金属で処理した Ni-C 合金の活性化の分析や X線写真によつて稀土類元素の均一な分布は黒鉛の偏析を起す様な不純物の放射線効果を無視すれば証明出来るものであることを述べている。(谷 昌博)

球状黒鉛鑄鉄の凝固

(H. Morrogh: Iron & Steel, 27 (1954) No. 7, 310~313)

著者は黒鉛ルッポで純度の高い鉄 50g を熔解し、1,450°C で 30 min 保持してから 15% Mg を含む Ni-Mg の合金で処理した。この試料で得られた冷却曲線は何れも共晶点附近の曲析が特徴であつた。5試片の成分は次表の通りで夫々この共晶点曲析開始前と、開始点と、共晶温度直前と、共晶温度通過後と、曲析の終りとで焼入された。(この温度は表に示す。)

試片	T.C. %	Si %	Mn %	S %	P %	Ni %	Mg %	焼入温度 °C
1.	4.63	<0.01	<0.02	0.003	0.005	0.91	0.04	1.180
2	4.72	//	//	//	//	1.01	0.04	1.134
3	4.65	//	//	//	//	0.83	0.04	1.125
4	4.70	//	//	//	//	1.03	0.05	1.113

この実験では、カーバイドの分解による球状黒鉛成長の証拠はなく、1,113°C 以上で焼入されたものは粗細の混合なき細かいレーデブライト組織を示した。そして凝固の温度はかなり広範囲な事が想定された。又、Ni 含有の鉄は一次樹枝状結晶の核になる事の明らかな証明の意味で、次の実験を行つた。即ち同じく高純度の鉄 50g を黒鉛ルッポで熔解し 1% の純 Ni を添加し 1,450°C で炭素を飽和させ、Ni-Mg 合金で約 2% の Ni を含有する様に処理した。そしてモットル凝固をねらつての冷却を行つた。成分は T.C. 4.52%, Si < 0.02%, Mn < 0.01%, S 0.003%, P 0.005%, Ni 1.96%, Mg 0.036% である。この結果で球状黒鉛がカーバイドの分解で生成することが証明された。又、亜共晶鑄鉄試料でも同じ試験を行つた所、冷却曲線は 1,145~1,115°C の間に拡がっていて急激な形状も水平な状態もない曲線であつた。組織は球状黒鉛と、粗い針状共晶カーバイドを示した。室温で鼠鑄鉄になる様な速度で冷却したものを共晶点直前で焼入するとオーステナイトで囲まれた小さな球状黒鉛が焼入レーデブライト中に埋まっている。この黒鉛粒はオーステナイト樹枝状結晶間に生じたもので、内にあつたものではない。

この論文は亜共晶鑄鉄と過共晶鑄鉄とが類似の機構で凝固するという説を支持したもので、結論として次の事が述べられる。

① 粒の多い過共晶鑄鉄の場合——球状黒鉛は熔鉄から直接生成され共晶変態でオーステナイトは黒鉛粒の周囲に発達し、粒はオーステナイトを通して熔鉄から炭素が拡散する事によつて成長を遂げる。

② 粒の少ない過共晶鑄鉄の場合——冷却速度の比較的遅い時一次及び二次の黒鉛粒は①の様成長する。冷却速度が早いときは残つた熔鉄は凝固後黒鉛化し、針状共晶カーバイドの様な組織になる。

③ 粒の多い亜共晶鑄鉄の場合——一次樹枝状オーステナイトは熔鉄から直接形成する。共晶変態の直前又は初めに過共晶的黒鉛は熔鉄中に現われ、凝固は粒の成長とオーステナイト発達に伴つて進行する。

④ 粒の少ない亜共晶鑄鉄の場合——一次樹枝状結晶と黒鉛粒は③の如く形成し、共晶変態の冷却が遅ければ③の如く成長し、冷却が早ければ粒から遠い熔鉄は凝固後黒鉛化し針状カーバイド共晶組織になる。

尙、inaculation された粒状黒鉛の凝固は①及び③の様になる。又、Mg を含む過共晶及び亜共晶球状黒鉛鑄鉄の黒鉛粒は冷却速度と粒数によつて、熔鉄から形成したりカーバイドから分解したりする。①に述べたオーステナイトを通じて熔鉄からの炭素拡散は凝固過程を調整し、又黒鉛粒の数が多ければ益々拡散は活潑になる。オーステナイトの厚さ、即ち炭素の拡散距離が増大すれば、残留熔鉄は共晶カーバイドとして凝固する傾向が大きくなる。(谷 昌博)

英国のノヂュラー鑄鉄の現状と将来への見通

(S. B. Bailey: Iron & Steel, 27 (1954) No. 5, 193)

ノヂュラー鑄鉄は低燐低硫の必要上、原料鉄には低燐鉄が喜ばれ、炉床は塩基性が便利とされている。製法は Mg 法、Ce 法、Mg-Ni 法 (Mg は Ni と最も安定に化合するのでアメリカで応用されている。)等がある。英国では各種特許の Mg 法が用いられ完成鑄物 t 当りに就いて特許料を支払つている。

ノヂュラー鑄鉄の生産高は 1950 年に較べて 1952 年は約 4 倍に上昇しているが全鑄鉄鑄物中に占める割合は僅かに 0.16% に過ぎない。というのはこの製法はなかなか困難で Mg 法にしても尙研究の余地が有り、歐洲に於いても従来かなりな困難に遭遇して来たからである。

ノヂュラー鑄鉄の新しい製法として Mg-Ce 混合添加法があるが、之は高硫鉄に適用出来、しかも其の費用は非常に安価である。

次にノヂュラー鑄鉄の工業用性質としては、①鋼の収縮性と普通鉄の鑄造性を兼備するので複雑な型にも湯まわりはよく急冷硬せずに薄肉均一組織の鑄物を造るに最適な事。②機械的性質は焼鈍過程で広範囲に変化し、高級な瑞典木炭鉄 (Mn 0.2% 以下) から製造されたものは鑄造のままでも 5% 以上の延び (Elongation) を有する事。③抗張力と硬度との関係でノヂュラー鑄鉄、片状黒鉛鑄鉄、鋼の三つを比較した場合、同じ抗張力に対する表面硬度は鋼が最低で、片状黒鉛鑄鉄、鑄造ままのノヂュラー鑄鉄が最高で、焼鈍したノヂュラー鑄鉄はそれより低くなつている事、等があげられる。

ノヂュラー鑄鉄は製法により、かなり製造原価が異つてくる。今、ノヂュラー鑄鉄と、普通鑄鉄、鋼の場合 1 t の製造原価を比較すると、鼠鑄鉄が £ 16、酸性キュポラーによる Mg-Ni 法が £ 28、塩基性キュポラーによる Mg-Ni 法が £ 22、同じく塩基性キュポラーによる Mg-

Ce法が $\text{¥}17$ 、炭素鋼が $\text{¥}19$ といった具合である。

焼鈍したノデューラー鑄鉄は黒心可鍛鑄鉄と比較した場合、強度、延性はかなり優れ、普通鑄鉄は問題にならない様である。黒心可鍛鑄鉄では費用の高くつく厚肉の物も、低費用の熱処理で出来るし、シェルモールドが容易で鑄鋼より注入温度が低い為大量生産が出来る、又高価な滲炭に依らず急冷硬、焼入、高周波焼入の表面硬化が可能である。只、疲労荷重では高級片状黒鉛鑄鉄に劣り、衝撃抵抗では普通鉄よりよいが鑄鉄には劣る様である。

ノデューラー鑄鉄は薄肉鑄造が容易で、適当な高温でも強度を失わないので航空機エンジン用として現在輕合金では無理な部分に向けられようとしている。然しこの材料では重要な $200\sim 400^\circ\text{C}$ 範囲のデータが殆んどないので(420°C 以上はあるが)この点の確証を覆む必要がある。兎に角、ガスタービンのコンプレッサー鑄物には有望な事は確かである。

著者はノデューラー鑄鉄の1960年の生産高を50万tと推定しているが何れにしても低磷鉄の安価な入手を考へる事が大切である。又、著者は各種エンジンの曲軸に使用した普通鑄鉄、ノデューラー鑄鉄、鑄鋼、鍛鋼等の延性、表面硬度、疲労強度、衝撃抵抗剛性、内部減衰(Internal damping)弾性履歴等に就いて比較し曲軸材としてのノデューラー鑄鉄の重要性を示している。

現在この国の自動車会社の多くは合金鑄鉄の曲軸を使用しているが、之をノデューラー鑄鉄に転換すれば有利である。現にアメリカの或る製造家は自動車の曲軸にノデューラー鑄鉄を使用し、シェルモールド等によつて生産価を経済的段階に迄もたらしている。

将来、機械加工の殆んど必要のないシェルモールドによつてノデューラー鑄鉄を量産し、疲労強度を失わずに焼入、高周波焼入を行えば技術者にとつては大なる魅力である。(谷 昌博)

—鉄及び鋼の性質、物理冶金—

Fe-Cr-Mo 合金における平衡構造

(J. G. McMullin, S. F. Reiter & D. G. Ebeling: Trans. A.S.M. 46 (1954) 799~811)

Fe-Cr-Mo 三元系状態図における 1500°F と 1650°F (815°C と 900°C)の温度における等温断面を研究して本稿に報告している。この三元系についての研究は以前にも行われているが、以前に発見されなかつた三元化合物が上記の両温度で安定であることが解明した。両温度における等温断面状態図は一般的にいえば類似しているが、 1650°F の断面状態図では σ 相の範囲がFe-Cr二元系のところまで拡がっていないことが根本的に相異している。

二つの等温断面状態図で最も興味のある点は三元化合物、即ち λ 相が存在することであり、この λ 相は殆んど Fe_3CrMo の構造式に相当する。そしてこの λ 相はMoを $8\sim 27\%$ Crを含有するFe-Cr合金に添加しない時にあらわれる第2相であると思われる。約 27% Crを含有した三元合金では σ 相と λ 相との両方があらわれる。

Koh氏によつて研究された modified 446 型不銹鋼はCrの含有量が上記の範囲内にあるので、 λ 相と σ 相の両方があらわれる。

$8\sim 13\%$ Niが添加されると、 λ 相を形成するに必要なCrの含有量が少なくなつてもよいことになり、約 18% で λ 相があらわれるに至る。以上のことより僅かの組成の相異が σ 相、 λ 相或いはその両方が安定相となるかどうかが決定的な要因となるように思われる。(上野 学)

Fe-C-Si系における炭化珪素の出現

(J. P. Fulton, J. Chipman: J. Metals, 6 (1954) No. 3, 356)

鉄冶金におけるFe-C-Si系の重要性よりしてこの系に現われる相については種々研究されてきたが、この報告では $20\sim 23\%$ Si以上のSiを含む融液から黒鉛以外に第二の安定相として炭化珪素が晶出することを明らかにしている。この固相が βSiC であることを合金からの残渣及び合金と平衡する鉄滓からの残渣中に見出している。そして、その格子常数が従来報告されている βSiC の値に極めてよく一致することも見出している。炭化珪素の結晶は上述したような合金の冷却中に黒鉛とともに急速に生成される。黒鉛坩堝中の高珪素の融液では炭化珪素は融液中を浮上して上部に皮殻をつくるのが認められている。また、鉄滓が存在するときにはその皮殻は鉄滓中に分散するようになる。黒鉛で飽和された融液中の炭化珪素の溶解度を決定するために、一定温度で長時間保持した試料を分析している。それによつて $1205\sim 1690^\circ\text{C}$ における黒鉛及び βSiC と平衡する相のC及びSiの濃度を決定した。

検鏡によつて大結晶としての炭化珪素、片状の黒鉛、淡灰色の ϵFeSi 及び地をなして白色の $10\sim 11\%$ Siを含む αFe なる4相の共存組織を示している。この合金の凝固が如何なる過程を通つて進行するかは明らかではないが、著者等の推測によれば 1187°C において液相と αFe 、 ϵFeSi 及び黒鉛の4相平衡が存在する。また、それより僅かに高い温度において別の不変系が存在し、この反応の平衡相は液相、黒鉛、炭化珪素及び αFe か或いは ϵFeSi の何れかよりなる4相と考えられる。そしてこの点は著者等によつては決定されてはいないが、恐らく過冷を起し易いために実験的に認められなかつたようである。以上2つの不変点は温度並びに液相の組成に関してかなり接近しているから、この3成分系の状態図のこの部分を説明するには更に詳細な実験が必要であろう。

(岡本正三)

Fe-V 2元系と Fe-V-Ti 3元系における γ ループの研究

(William R. Lucas & W. P. Fishel: Trans. A.S.M. 46 (1954) 227~291)

Fe-V系とFe-V-Ti系の A_3 変態温度を決定するために熱膨脹計を使用して研究した結果を本稿に報告している。

Vを僅か 0.2% 程度添加するとFe中の A_3 変態温度を 896°C まで低下させる。然しVの添加量が多くなると A_3 温度はかえつて上昇するに到る、Vが 1.5% 以上

になると、その A_3 変態温度はなくなる。

Fe-V-Ti の三元系では V+Ti の添加量が僅かなるときは Fe の A_3 変態に及ぼす影響は V と Ti の相対的影響より著しく、V+Ti の添加量が多いときは V と Ti の相対的影響よりも弱い。Fe-Ti 系に V を添加する場合には Fe-V 系に Ti を添加した場合に示す γ -ループと同じ程度のループを生ぜしめるためには Ti の添加量を低目にしなければならない。

Ti, V のいずれも Fe と他の元素の二元系合金に約 0.2% 程度添加してもその影響は非常に僅かである。

(上野 学)

✓ α -Fe 中の O_2 の固溶限度

(A. U. Seybolt: J. of Metals 6 (1954) 641)

試料はカーボニール鉄より製造せる高純鉄を使用し、3"φ のインゴットを、結晶粒の微細化処理、機械加工、真空焼鈍、冷間圧延、30% HNO_3 による酸洗等を行つて $1/2 \times 2 \times 0.018$ " (厚さ)、約 2g の試料を作つた。試料は清浄後透明石英管の中に Pt-10% Rh 線で吊し、一定量の O_2 ガスを加え一定温度に十分長時間保持した後真空熔融法にて O_2 を定量している。

O_2 のフェライトに対する各種の温度における固溶限度は、その温度から焼入した試料と徐冷した試料との顕微鏡組織を比較して決定している。その結果は Fig. 1 の如くで、この実験結果は次式で示すことが出来る。

$$\ln N = -\Delta H/RT + C$$

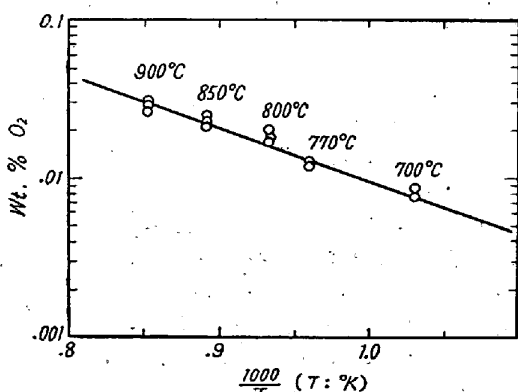


Fig. 1. α -Fe 中の O_2 の固溶限度

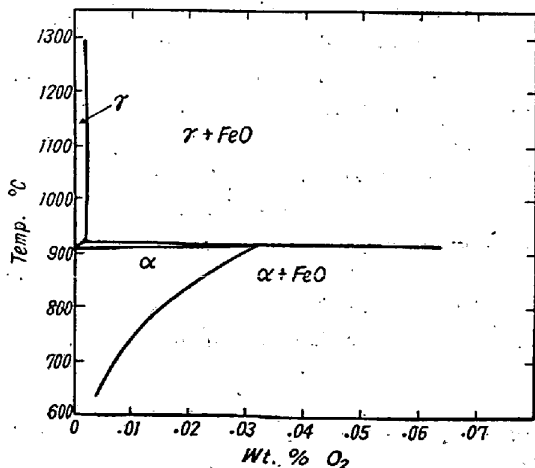


Fig. 2. Fe-O 状態図

但し N は O の重量%, C は常数, $\Delta H \approx +15,500$ cal./mol.

Kitchener 等の γ -Fe 中の O_2 固溶限度と組合せると Fig. 2 の近似的な Fe-O 状態図を得る、

α -Fe の格子常数は原料純鉄の場合 $2.8662 \pm 0.0003 \text{ \AA}$ で、0.030% O_2 を含有する試料は $2.8656 \pm 0.0005 \text{ \AA}$ であった。従つて確實ではないが、 O_2 0.03% によつて 0.0002 \AA 程度格子常数は大となるようである。

(盛 利貞)

α -鉄に於ける FeO の析出

(A. U. Seybolt: Journal of Metals, 6 (1954) 9-I, 979)

$C = 0.0013 \sim 0.003\%$, $N = 0.000047\%$, Al, As, Ca, Co, Cr, Hg, Mn, Mo, Pb, Sn, Ti, V $< 0.001\%$, Cu $< 0.0001\%$, Mg $< 0.003\%$, Ni $< 0.03\%$, Si $< 0.005\%$ の組成の純鉄に 0.006~0.03% の酸素を加えて種々の熱処理を行い、顕微鏡組織 (1% 硝酸アルコール溶液腐蝕、倍率 1000 倍) と Fe-O 系状態図との関係を調査した。Fe-O 系状態図は、

α 範囲を A. U. Seybolt; Trans. A. I. M. E., (1954) 200, 641

γ 範囲を J. A. Kitchener, J. O'M. Bockris, M. Gleiser, J. W. Evans; Acta Metallurgica, (1953) 1, 93

によるものを用いた。実験結果は次の如くである。

(1) 顕微鏡組織に認められる FeO 微粒子の量は状態図とよく合致する。例えば約 0.03% の酸素を含む純鉄を約 900°C に加熱後急冷すれば FeO は完全に固溶し、徐冷すれば大きな FeO 微粒子を析出し、 γ - α 変態温度以上即ち約 925°C に加熱後急冷すると、FeO の γ 相に対する固溶度は非常に僅かなため、多くの FeO 析出微粒子が認められる。

(2) FeO 析出微粒子は球状であるが 700°C~800°C の温度で析出後急冷する時は FeO 析出粒は非常に細かく波状に分布する。

(3) FeO 微粒子の多くは結晶粒内に析出し、その並び方からマクロモザイク粒界に、析出せるものと推定される。

(4) 結晶粒界に析出せる FeO は、粒内と同様微粒子で粒界酸化物薄膜の生成は認められなかつた。

(5) 1200°C で乾燥水素中の焼鈍を長時間行くと、FeO 微粒子の析出は起らないようになった。(阿部秀夫)

電子顕微鏡による高純鉄の酸化過程の研究

(E. A. Gulbransen, W. R. McMillan, K. F. Andrew; Journal of Metals, 6, (1954) 9-II, 1027)

純鉄の酸化過程を明らかにするために Puron と Armco の 2 種の純鉄を $10^{-4} \sim 10^{-2}$ mmHg の酸素により 650°C~850°C の温度で酸化を行い、表面に生成した酸化物を電子顕微鏡及び電子廻折によつて調査した。

(1) 先ず Puron ($C = 0.005\%$, $O = 0.04\%$) を 10^{-3} mmHg の低圧酸素によつて 650~850°C で酸化し厚さ 258~752 Å の酸化膜を生成した。電子顕微鏡で見るとこの酸化膜は連続的な膜ではなく多くの点在する酸

化物微結晶粒より成り、その微粒の大きさは0.5ミクロン程度である。その組成は鉄の結晶粒の結晶方位如何によつて異り、或る一定結晶方向に微粒が排列し、之等排列の間隔は0.5~1.ミクロン位である。酸化物微粒の大きさ及び各微粒の間隔は温度が低いほど小さい。

(2) 高温で生成したFeOは570°CでFe₃O₄に変態するが、常温に於けるFe₃O₄も鉄結晶に対して一定の結晶方位を保持している。

(3) Puroxを10⁻² mmHgの酸素によつて650~850°Cで酸化し厚さ1200~4200 Åの酸化膜を生成すると0.5ミクロン位の大きさの結晶粒よりなるFe₃O₄膜となる。この場合も鉄結晶に対して一定の結晶方位を保持している。

(4) Puroxの炭素含有量は0.005%であるが、これよりも炭素含有量の多いArmco鉄(C=0.015%)に就いて上と同様の実験を行つた所炭素による酸化物の還元が認められた。Armco鉄に2×10⁻³~4×10⁻⁴ mmHgの酸素により850°Cで392~1710 Åの酸化膜を生成させた所、酸化物生成状況はPuroxの場合と変りがないが、約5分間後に酸化物微結晶粒が固溶炭素により還元されて消失せる部分が点々と認められた。この還元反応の度合は結晶粒の方位によつて異なる。還元後に残留する酸化物は細長い形を示し、還元前に生成した酸化物の排列方向に対してほぼ直角になつている。この残留酸化物は一定の結晶方位を持つていない。

(5) 酸化物の炭素による還元反応は真空度4×10⁻³~1.3×10⁻³ mmHg程度で、850°Cの温度に於いて急速に進行し約3時間後には酸化物の大部分は還元される。

(6) α-鉄上に生成するFeOの結晶方位は、FeO結晶の(100)面がα-鉄の(100)面に平行、FeO結晶の[100]軸がα-鉄の[110]軸に平行となつている。(阿部秀夫)

純鉄の組成と時効に及ぼすOの影響

(F. Wever, W. A. Fischer u. H. Engelbrecht: Stahleisen 74 (1954) 1521)

前掲のスエーデン鍊鉄又はノルウエー電解鉄をH₂にて還元して、O量が0.003~0.11%までの各種試料を作り、結晶粒度、硬度、時効歪及び衝撃値に及ぼすOの影響を調査している。

先ず結晶粒度は鍛造したままのものでは、O量と結晶粒度とは本質的關係はないが、950°Cで2h加熱するとO量の少ないものの方が結晶粒度は大きくなる。純鉄の凝固温度はOの添加に依つて、1539°Cから1528°Cに下り、其の顕微鏡組織のFeOの析出状態からδ鉄中の溶解度は0.003~0.007%、α鉄中の夫は0.003%以下と断定している。純鉄の組織はα結晶粒の他に、血管状細脈とFeOの析出結晶粒があるが、血管状細脈はγ-α変態中に現われるもので、0.007~0.016%Oのものに多くFeO析出結晶粒は0.003~0.007%Oのものに多い。FeO析出粒は1370°Cまで溶体として点滴して存在したものである。

硬度は5mm球、荷重125kgのブリネル硬度計で測定しているが、標準状態の硬度はO量に依り關係なく53~58 HBであつた。併しAr気流中で2h加熱後水冷

した場合には、0.007%Oのものは54 HBで、600~650°Cまで焼鈍しても51~52 HBまでしか下らないが、0.073%Oのものは、水冷時68.5 HBで、200°Cに焼戻すと74 HBまで上昇し更に温度を上げると硬度は低下し、600°Cで59 HBとなる。

時効歪は標準状態の試料を8%冷間加工し、50~650°Cで2h加熱後空冷して調査した。20°Cで冷間加工すると標準状態で53 HBのものが、O量に従つて90~105 HBまで上昇するが、加熱すると250°Cまでは徐々に夫れ以上の温度では急激に硬度を低下して、600~650°Cでは58~68 HBとなる。併しこの温度範囲に於いて硬度上昇が見られないのは、OはCやNと異り時効歪を誘起しない為である。

衝撃試験はDIN 50115に依る7種のO量の異なる試料で行つた。純鉄の衝撃値は一般に非常に小さく、0.5~3 kgm/cm²でO量の多いもの程少い。併しC量の比較的高い0.006%と0.008%の2試料は24.5~26.5 kgm/cm²という値を示した。純鉄の衝撃値に及ぼすCの影響の大きい事は既に認められている處で、Cが0.004%以下になると衝撃値は著しく低下する。衝撃値と温度との關係は、-100~700°Cに亘つて調査せられたが、O量の多いもの程変化する温度範囲が広い。即ち、0.10%Oのものは200~700°Cの温度範囲に亘り、0.011%Oのものは20~100°Cの範囲で終つている。又C量を僅か添加した丈で、温度変化が著しく低温の方に移行する。この事はO及びC量のごく僅かの差が衝撃値-温度曲線に重大な変化を及ぼすものである事が確認された。(酒井善一郎)

遷移金属に対する酸素原子の固溶度に関する法則

(A. U. Seybolt, R. L. Fullman: Journal of Metals, 6 (1954) 5, 548)

Hume-Rotheryは置換型固溶体に就いて溶質及び溶媒原子の原子直径の大きさの相異と固溶度との關係に就て法則の存在することを示したが、浸入型固溶体に対しては未だ何等の法則が提議されていない。遷移金属に固溶する浸入型の原子としては酸素、炭素、窒素等があるが、この中で酸素の固溶度に就いては比較的多くの実験結果がある。弾性理論によれば、体積Vの球殻が微小体積Δだけ膨脹する際の歪エネルギーWは、ヤング弾性率をE、ポアソン比をνとすれば、

$$W = \Delta^2 E / 3(1 + \nu)V$$

で示されるから、Vを容積係数と考えると、浸入原子の固溶度はE/Vに比例するであろうと推定される。そこで酸素原子のMo, Ni, β-Co, α-Fe, V, Nb, Ta, α-Ti, α-Zrに対する固溶限(原子%で示す)とE/Vとの關係を図示すと直線的關係にあることが示された。

即ち、遷移金属への酸素原子の固溶度は係数E/Vに比例するという法則が成立する。酸化生成のエネルギーは何等考慮に入れる必要がなかつた。(阿部秀夫)

Sigma相について(解説)

(Adolph J. Lena: Metal Progress, 66 (1954) No. 1, 86~90)

最近耐熱合金に対する要求の増加とともにσ相形成に

関する因子ならびに合金の性質に対する影響が研究されてきた。本資料は σ 相の実用上の性質に対する影響及び将来の研究に対する一般的解説を行つたもので、不銹鋼(Fe-Cr, Fe-Cr-Ni)における σ 相の形成される成分限界、これらの合金の機械的、物理的性質及び腐蝕に対する σ 相の影響ならびに他の二元又は多元系における σ 形成、その結晶構造及び識別法について説明している。

純 Fe-Cr 合金で σ 相は 25~76% Cr の範囲で形成され、その中 44~50% (atomic) で単相固溶体、その前後では $\alpha+\sigma$ の共存域となる。工業用合金では σ 相の存在域及び生成速度が著し一般に Si, Mo, Al, W, V, Ti, Nb の如き α を安定化するものは σ 形成を促進し、Ni, Mn のように γ の安定化元素はある含有量迄は促進し、それ以上では阻止作用をなす。

Fe-Cr-Ni の γ 系合金の場合も純合金の状態図より工業用合金の σ 形成を判断できない。実際に AISI の γ 系不銹鋼の殆んどが組成的に σ 形成域に入つている。従来 σ 相の形成は γ から直接行われるのではなく寧ろ不安定な α から生ずると思われていたが、 γ よりの直接形成は金相的にも X線分析でもその確証が得られている。但しその場合の変態速度は頗る遅く、逆に γ 鋼中に α がある場合は形成が速に行われる。この際 σ 相形成にともない合金成分の分配、或いは C 溶解度が変わり $\alpha\rightarrow\gamma$ 、炭化物の再溶解等の組織変化を生ずる。

Ni 節約のため関心をもちてきた Cr-Mn 系不銹鋼では多量の Mn が必しも σ 形成を促進しないが、冷間加工により著しく促進される。

以上 AISI 鋼の Cr 17% 以上含有のものは α 系、 γ 系を問わず殆んど σ 形成の可能性があるが、その多くは σ 相が多量生ずるには極めて長時間の加熱を要するので実用的には必しも危険と考えられない。機械的性質に及ぼす影響は続報する。(河井泰治)

✓ Sigma 相の合金性質に及ぼす影響

(A. J. Lena: Metal Progress 66 (1954) 2, 94~99)

前報(66の1)に引続き合金特に不銹鋼の機械的、物理的性質及び耐蝕性に対する σ 相の影響につき解説している。 σ 相は極めて高硬度(RC 68.5)を有し高 Cr 鋼の場合に著しく切欠靱性を害する。しかしその脆化は単に σ 相の量のみならず、 σ の粒の大きさと分析状態に支配され、結晶粒界に包回状に出現した場合に常温の延靱性を非常に減ずるとともに硝酸に対する耐蝕性も害される。高温における延性に対する悪影響は常温程ひどくないので高温では σ を含む鋼が屢々使用を許容される。 σ が充分分散した場合引張強さを増すが他の性質が思わしくないため、この性質を耐熱鋼に利用し得ない。即ち σ は屢々短時間の引張りあるいは短時間クリープ強さを増すが長時間のクリープ強さは逆に低下する。耐蝕性に対しては σ 相形成と炭化物析出とがいずれも同等の温度域で生ずるので個々の影響を区別しがたいが、 σ 相形成にともなう隣接基地の Cr 濃度の低下が腐蝕と関連するものと思われ、Cr 炭化物析出の際は更にこの程度が甚しいことが指摘される。熔接の際フェライトが多いものは σ 相に変化し脆化を起しやすいので、後続熱処理でこれを防止することが望ましい。(河井泰治)

不銹鋼溶着金属に於ける σ 相

(L. K. Poole: Metal Progress 65 (1954) No. 6, 108)

σ 相の生成は第一にはフェライトより変態する時と、第二にオーステナイトより直接又は間接に生ずる機構による。前者では σ 相の生成速度は大で、後者では生成速度は小で又粒界に出易い。 σ 相の生成速度は生成温度、フェライトの量、前処理、熔接法の影響をうける。生成温度範囲の中間での生成速度が最大で、又潜弧熔接は手熔接のものより生成速度は大きい。 σ 相生成の害を除くには第一にフェライト量を制御することで、この為にはフェライト生成元素は規格の下限の量とし、オーステナイト生成元素は規格の上限をねらうのがよい。第二には生成した σ 相を出来るだけ消失させる熱処理、前処理によりフェライトを出来るだけ固溶させること、たとえば 347 型不銹鋼で 1920°F に加熱後水冷することである。これによりフェライトはオーステナイトに固溶し残りのフェライトは凝集し、球状化する。

従つてその後生成する σ 相は粒界に網目状にならず、断続して出るので甚しい害を与えぬ。完全にオーステナイト組織の熔着鋼では σ 相は粒界に網目状にあらわれ、特に使用温度が生成温度の下限に近い時甚しく靱性を失う。使用温度が高い時は σ 相は凝集し不連続となるので甚しい害を与えない。石油工場で 23.8% Cr, 18.4% Ni 鋼の熔着鋼で 3200 時間後、又 23% Cr, 18% Ni, 0.81% Mo 鋼の熔着鋼で 50000 時間後、夫々粒界に σ 相を生じた為破壊を起した報告がある。この様な熔着金属に対しては週期的な熱処理を行い σ 相をオーステナイトに固溶させるか、凝集させるより外ない。 σ 相の生成により常温の衝撃値は著しく減ずるが、使用温度ではそれ程靱性を減じない。然し熱応力による破壊を考えれば常温に於ける靱性は重要である。(長谷川太郎)

Fe-Cr-Mo-Ni 系 σ 相

(A. G. Allten: Journal of Metals, 6 (1954) 8, 904)

0.06% C, 1.26% Mn, 0.38% Si, 21.15% Ni, 18.72% Cr, 3.07% W, 9.14% Mo, の組成のオーステナイト鋼の顕微鏡組織及び X線写真に σ 相が認められた。鍛造後には σ 相と M_6C 型炭化物が存在する。炭化物は約 1205°C で完全にオーステナイトに固溶するが、 σ 相は 1300°C 迄(固相線迄)安定に存在する。試料を 1230°C から水焼入れし、之を 30-HCl, 10-HNO₃, 5-H₃PO₄ 混合液中で煮沸すれば、 σ 相は灰色粉末として抽出され、この粉末によつて σ 相の X線廻折写真を撮影した。

(阿部秀夫)

Ti-Mn 合金の等温変態について

(J. R. Doig and C. M. Schartz: Trans. A. S. M., 46 (1954) 1056~1074)

2.91%, 7.72%, 12.3% Mn を含有した 3 種類の Ti-Mn 二元合金の等温変態曲線を求めて変態の特徴を研究した結果を本稿に報告する。Ti-2.91% Mn 合金を 950°C より焼入すると 520~535°C 以下の温度でマルテンサイト状の α -プライム(α -prime)があらわれる。他の 2 つ

の Ti-Mn 二元合金では常温に焼入すると β 相が残存する。450~650°C の間で等温変態させると 3 種の Ti-Mn 合金とも、核生成と生長の機構により一部分 α 相に分解する、そして 312 時間以上も変態させても Ti-Mn の化合物が析出する証拠は X 線でも顕微鏡でも確認することが出来ない。Ti-7.72% Mn 合金を 450°C で等温変態させると ω 相が表われる、この ω 相は X 線により確かめ得る、即ち 450°C で 1 時間の変態により硬度が最大となり、この際に ω 相があらわれる。

更に変態が進行すると硬度が低下すると共に ω 相が消滅して行くのである。以上の事より焼入して 400~500°C の間で短時間時効した高強張力 Ti 合金にあらわれる硬化と脆性はこの ω 相に関係があると思われる。又この ω 相はスポンジ・チタンによつてつくつた Ti-Mn, Ti-Cr, Ti-Fe, Ti-Mo 等の二元合金にもみられるが、その構造と生成原因とはいまだ明確ではない。(上野 学)

SAE 1050 鋼のマルテンサイト変態に及ぼす熱処理変数の影響

(Melvin R. Meyerson & Sammel J. Rosenerg: Trans. A.S.M., 46 (1954) 1225~1253)

2 つの SAE 1050 鋼のマルテンサイト変態 (M_s) に及ぼす 3 つの熱処理変数、即ち焼入温度、オーステナイト粒度、冷却速度の影響について研究した結果を報告している。その結果を総括すると、

(1) M_s を測定するに 2 つの異なる方法、即ち焼入—焼戻法と熱分析法によつて研究した。それによると M_s は焼入温度が高くなるにつれて高くなることが明らかとなり、 M_s はオーステナイト結晶粒によつて左右される。2 つの SAE 1050 鋼の M_s は 800°C (ASTM 結晶粒度 No. 8) よりの焼入の場合 305°C であるが、1175°C よりの焼入の際には 325°C まで高くなる。1175°C の温度では Al で鎮静しない鋼は粒度番号は No. 2 であるが、Al で鎮静した鋼は No. 3 である。冷却速度の変化は M_s に影響しない。

(2) M_s 以下の温度でのマルテンサイト生成の初速度は M_s 温度が高くなるにつれて減ずる。この生成速度は殆んど焼入温度対結晶粒の大きさの曲線より決定し得る。高い M_s を持つ様に比較的高い温度より焼入した鋼は最初のマルテンサイト生成初速度は遅いが、ある程度マルテンサイトを形成した後にはこの生成速度は早くなる。この原因は焼入温度では鋼は混粒範囲であるので最初のマルテンサイトの初速度は大きな結晶粒に左右され、ある程度マルテンサイトが形成された後には大きな結晶粒はなくなるので、それ以後の生成速度は小さな結晶粒に左右される。

(3) この実験データがマルテンサイト生成の 2 つの

理論、即ち核生成と剪断説、核生成と生長説とに矛盾しないが、 M_s に及ぼす結晶粒の大きさの影響と冷却速度による M_s の低下ということに関して核生成と生長説には賛成しかねる。(上野 学)

SAE 4340 鋼の疲労に及ぼす非金属介在物の影響

(J. T. Ranson: Trans. A.S.M., 46 (1954) 1254~1269)

2 種の市販の SAE 4340 鋼を鍛造し、鍛造方向に直角に曲げ疲労試験片をとり、次に鍛造方向に平行に捻り疲労試験片をとり、疲労試験を実施したところ、疲労割れが最初に長く伸びた非金属介在物に発生したことが確認出来た。鍛造方向に直角にとつた試験片の曲げ疲労限は鍛造に平行にとつた試験片の捻り疲労限よりも可成りおとるのである。

真空熔解でつくつた同じ化学成分のものを鍛造して造つた鋼は本質的に非金属介在物が殆んどなく、あつたとしても非常に僅かであるし、その形は球状である。この鋼の鍛造方向に直角な試験片の曲げ疲労限は市販の鋼のそれよりも 50% も高いのである、そしてそれは市販の 4340 鋼の鍛造に平行なる試験片の捻り疲労限に近い値を有する。非金属介在物は大きな鍛造機械部品の疲労欠陥となり、製鋼メーカーの研究目的はこの非金属介在物を取除き、その影響を出来るだけ少なくすることにあるとの結論を下さざるを得ない。(上野 学)

鋼の焼戻脆性の定量的表示

(N. Brown: Journal of Metals, 6 (1954) 3, 361)

0.13% C, 0.5% Mn, 4.2% Ni, 1.3% Cr, 0.25% Si の組成の SAE-3312 鋼を 910°C に 1 時間加熱後水中に焼入れ完全なマルテンサイトの状態にしてから 650°C ± 3°C で 2 時間焼戻しを行つた。この試片を 4 分割して A, B, C, D とし、A はそのままの状態、B, C, D は更に 525°C の温度に夫々 2/3, 3, 47 時間加熱後水焼入れを行つた。之等をシャルピー衝撃試験、屈曲試験等を行つて脆化温度を決定した。

その結果、テムパーマルテンサイトの焼戻脆性の度合は、機械試験の方法に無関係に、脆化温度 (絶対温度で示す) の逆数の差によつて与えられることが分つた。この事は理論的にも証明され、焼戻脆性を脆化温度 °K の逆数の差で表示することができる。

しかし、理論的に考察すると、応力—歪曲線が異なる材料、即ち破断応力の内部歪による変化が異なる材料に対しては此の関係はあてはまらないことが示された。

1951 年に報告された L. D. Jaffe, D. C. Buffum 及び R. Hultgren, C. Chang の結果も同時に考察に加えている。(阿部秀夫)