

抄 録

一 耐 火 物 一

水素若くは一酸化炭素中で再熱された珪石煉瓦の強度低下 (K. Grant, W. O. Williamson: Trans. Brit. Cer. Soc. June 1957) p. 277~295

Australia の珪石と South Africa の Silcrete から珪石煉瓦をつくりこれを H_2 もしくは CO 中で $1200^\circ C$ に 100 分間再熱しその強度低下を空気中で同様に加熱した場合と比較している。結論(1)磨耗衝撃圧縮屈曲に対する抵抗力はいづれの場合でも多少低下する。再熱時間を 100 分より短くしても同様な傾向が認められた。

(2) 一度低下した温度は空气中で再熱しても回復しない。(3) 肉眼的もしくは顕微鏡的には色の変化以外にはいちじるしい変化が認められなかつた。(4) 珪酸石炭塩 Pseudo wolastonite の結晶の発達 Rutile TiO_2 の還元等の為に結合が緩むかもしれない。使用した煉瓦の試験結果は大体つぎのようである。日本のものより劣りそうである。垂直レトルト式コークス炉用珪石煉瓦として役立つかと思われる。

	気孔率	吸水率	嵩比重	見掛比重	SiO_2
Australia	25.4	14.6	1.73	2.32	95.15
S. Africa	22.0	12.2	1.80	2.31	94.55
	TiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	CaO	
Australia	0.42	1.01	0.66	2.50	
S. Africa	1.37	0.99	0.70	2.70	

(三輪基治)

ノズルストッパーの製造と使用 (R. Schrötter: Silikat Technik 8 (1957) 15)

ドイツの Luckman clay は従来ノズルストッパー用粘土として珍重がられて来たが段々少なくなつて来たのでその代替品を見つけるためにこの研究をした。結論として (1) 粘土は粒子の細い部分を多く含むことすなわち 3μ 以下のものが多いこと。(2) 低温で容易に vitrify すること。(3) mullite や corundum を充分含むようになることを要望せられる。

MgO のノズルをつくるには原料として MgO 煉瓦のスクラップ、すなわち純度がよく焼け締つたものをくだけて 3μ 以下とする。これに飽和苦汁を混練して成型する。苦汁の量は水分として 4% になる程度とす。乾燥は $130\sim 150^\circ C$ で関係湿度 20% の中でおこなう。水分 0.5% まで乾燥する。それから $60^\circ C$ まで放冷し撈水性ニス塗つて貯蔵し用いる。(三輪基治)

一 製 鉄 一

熔鉄中における酸素の活量 (V. V. Avierin, A. W. Poliakov & A. M. Samarin: Izvest. Akad. Nauk (U.S.S.R.) (1955) No. 3 pp. 90~107)

$H_2(g) + O = H_2O(g)$ 反応の平衡恒数については Dastur-Chipman, Chipman-Samarin, Fontana-Chipman の実験値および Taylor-Kubaschewski-Evans の FeO 解離圧による値があるが、これらはあまり一致

していないので上記反応の平衡実験をおこなつた。純鉄 $50\sim 70g$ をアルミナ坩堝に入れて高周波加熱し PH_2O/PH_2 一定のガスを A と混合して一定時間流し $30\sim 45mn$ 後に石英管で熔鉄を吸上げ真空熔融法によつて酸素を分析した。導入ガス中の H_2O 量は H_2 ガスの流量によつて大きく変化し、また H_2 に混合するガスの種類 (A, N_2) によつても変化し理論値よりは低値となる。一般にガス流量が大なる程、また混合ガスの密度が大なる程 PH_2O/PH_2 は大となる。実験は H_2 265 ml/mn, A 700 ml/mn の混合ガスに H_2O を混合しておこなつた。 $1585^\circ C$ における実測値は Dastur-Chipman のそれにほぼ一致するが $\%O$ はやや大であつた。この場合混合ガスは予熱温度 $800^\circ C$ でも $1500^\circ C$ でも平衡恒数は変化しなかつた。さらに 1551, 1574, 1597, 1621, $1645^\circ C$ において同様の実験をおこない PH_2O/PH_2 と $\%O$ との関係図を求めるといずれも曲線となる。 $\%O = O$ における接線から $K_2 = PH_2O/PH_2 \cdot a_0$ を各温度について求めるとこれから

$$\log K_2 = 9440/T - 4.536$$

が得られる。また $K_2' = PH_2O/PH_2 [\%O]$ と K_2 とから無限希釈状態を基準とした活量係数 $f_0 = a_0/[\%O]$ を求めると f_0 は PH_2O/PH_2 が大となるに従つて減少することがわかる。その関係は次式で与えられる。

$$f_0 = 1 - (2.51 - 1.19 \times 10^{-3}T) (PH_2O/PH_2)^2$$

f_0 がガス相の O ポテンシャルの増加とともに減少するのは、溶体中に生成する酸化物の Fe 原子価が増大するためである。したがつて温度が高くなるとこの傾向は弱められ。本実験結果は低温度の範囲では Dastur-Chipman の実測にはほぼ一致し、 $1630^\circ C$ 附近では Taylor-Kubaschewski-Evans の FeO の解離圧から求めた値に一致する。

K_2 が従来の実測値より小となつた理由は、従来の平衡実験では試料採取の際に熔鉄中の O が一部脱出したのであり、本実験では分囲気を破らずに試料を採取しかつ A でガスを希釈したために O の脱出が防止できたためである。(盛 利貞)

一 製 鋼 一

ベッセマー転炉送風の酸素について

(H. V. Ende & G. Mahn: Iron & Steel, vol. 30, No. 2, 61/63)

独乙の Huckingen における Mannesmann-Hüttenwerke A. G. のベッセマー転炉工場で、酸素に富んだ空気を送風した折、スラグ中の Fe は熔鋼中の P の平均含有量に対してむしろ高い値を示した。それで前後 220 回の熔解を通じて、特にスラグ中の Fe 量が比較的高い場合について、注意深い試験をおこなつた。

スラグ中の Fe 量と熔鋼中の P 含有量、および温度との間の関係について、これら 220 回の熔解からえた結果は：熔鋼中の P 含有量が減少する時、スラグ中の Fe 量は増加し、熔鋼中の P 含有量が一定の値をとるようにな

る時、スラグ中の Fe 量は温度と共に増加するということがあつた。

脱炭期の終からスラグ中の Fe と、銑鉄トン当りに使用した酸素量との関係を調べたところ、吹製の最後の数分間に至つて Fe 含有量は酸素消費量に対して直線的に増加することが分つた。また、脱燐期に入ると、銑鉄トン当りの酸素消費量が多ければ多い程、脱燐の効果はあらわれるという結果をえた。しかし、この Fe と P におよぼす酸素消費量を比較したところ、脱燐の場合は、スラグ中の Fe 程には、この消費酸素量に左右されないものであり、かつ温度には影響されないものであることが分つた。

スラグ中の Fe のある程度の量は、熔鋼中の P の除去に必要で、脱燐は不安定な P_2O_5 が安定な磷酸石灰を作つて、初めて完遂されるものである。この磷酸石灰の生成に要求される時間は、Fe がスラグ中へ入る時間より長いということが、理論的に推定されるもので、スラグ中の Fe の量がある段階に達して、初めて P の値は平均の限界まで下るのである。そしてこの場合の実験記録の数値のバラツキは、スラグの粘性、成分および温度等の測定の見誤差から起るものと思われる。

大きづばな計算であるが、わずか 10 秒程度しか要しない転炉の直立や傾斜に、30%O を含む空気 500m³/mn を送風する時、銑鉄トン当り、1.7m³ の酸素損失を来すということである。

要するに、この酸素に富んだ空気の送風によるベッセマー転炉操業はスクラップの溶解量を増加させ、脱燐反応を迅速化し、しかも均一な最終 P 量を与え、吹風時間を約 1/3 短縮させるという利点がある。(谷 昌博)

一 性 質

高強度における工具鋼に対する曲げ強度対引張り強度の関係について (John C. Hamaker, Vance C. Strang & George A. Roberts: Trans. ASM. Vol. 49 (1957) p. 550~575

中炭素と高炭素含有の 2 種の W-Cr 工具鋼の引張試験と曲げ試験を実施して、次のような結論を本稿に報告している。

(1) Rc 30~55 の硬度範囲では、引張強度は 2 点荷重による曲げ強度の 45~50% に等しい。そしてこれは実験に供した鋼の組成に無関係である。

(2) 上記と同じ硬度範囲では引張試験による比例限は 2 点荷重による曲げ降伏強度の約 72% であり、0.2% 延びの引張降伏強度は曲げ降伏強度の約 88% である。

(3) 引張試験による延びと曲げ試験による塑性たわみとの間にはある関係がある。

(4) 上記工具の外に H11 の熱間ダイス鋼における降伏強度引張強度の関係は、低合金における Jantizky-Baeyertz の強度対硬度の関係に良い近似をみせる。

(5) 上記鋼の外に 2 つの高速度鋼における曲げ降伏強度対硬度の関係をプロットすれば、熱処理によりえられる最大強度におよぼす組成の影響があきらかとなる。これにより高強度で良好な工具鋼を簡単に評価することができる。

(6) 硬度が Rc 28 から Rc 58 に増加すると、3 種の工具鋼において引張による弾性係数にわずかの減少がみとめられる。

(7) 1 点荷重と 2 点荷重による曲げ試験の特徴が上記鋼について実験的に調査された。その結果種々の変更が考えられる。材質の延性が低下するにつれて、その性質の測定についてもつと敏感な試験法が採用されなければならない。それには引張試験、1 点荷重曲げ試験、2 点荷重曲げ試験の順に延性の低下につれて、試験方法を変更することが賢明である。(上野 学)

オーステナイト系 Cr-Mn-C-N 不銑鋼における析出反応について (Chi-Mei Hsiao & E. J. Dulis.

Trans. A. S. M. Vol. 49 (1957) p. 655~685

本稿にオーステナイト系 Cr-Mn-C-N 不銑鋼における析出反応について報告されている。その結果を示せば、

(1) 溶態化処理して時効した不銑鋼には 2 つの析出反応がある。その 1 つは結晶粒界反応で、塊状の層状組織の形成による析出と、他の 1 つは一般の析出反応で、ウイドマンステッテン型の析出とである。結晶粒界の析出反応は約 1500°F 以上の温度で時効するとき主として現われ、1500°F 以下では粒界析出は減少して一般の析出が優勢となる。また、溶態化温度より徐冷すると結晶粉界の反応が起りやすくなる。また、時効温度で溶態化処理や恒温変態を行なわせると、粒界反応を起させる原因となる。

(2) 結晶粒界の反応は核生成と生長の経過により進行し、反応の活性化エネルギーは最初の段階で 57kcal/g-mol で、最後の段階では 68kcal/g-mol である。

(3) あらゆる処理後にでも非磁性であるので、オーステナイト→フェライト、オーステナイト→マルテンサイト変態はおこらない。

(4) X線廻折によると、結晶粒界の反応による塊状の層状組織はオーステナイトと $M_{23}C_6$ 炭化物よりなりたつている。そして層状組織のオーステナイトの格子常数は 3.615\AA で時効前のオーステナイトの格子常数は 3.652\AA である。

(5) 塊状の層状組織における炭化物の組成は $(C_{17}Fe_4Mn_2)(C_{5.7}N_{0.3})$ である。

(6) 時効中に鋼の収縮はいちじるしく進行する。また、この鋼の熱収縮係数は市販の Cr-Ni オーステナイト系不銑鋼のそれと同等程度である。

(7) 結晶粒界の反応と一般の析出反応のいずれも鋼の硬度を増加させる。然しながら、後者の反応では前者の反応におけるよりも硬度の増加程度は大きい。

(上野 学)

0.4%C を含有せる構造用合金鋼における冷却変態について (D. J. Blickwede & R. C. Hess: Trans. A. S. M. Vol. 49 (1957) p. 427~448

AISI 4340 鋼, 9840 鋼, 86B40 鋼, 4140 鋼 および 5140 鋼における冷却変態曲線を Liedholm の方法による一端焼入試験片の顕微鏡組織を観察して求めた。このいずれの鋼もことなつた変態の挙動を示し、しかも生成する変態生成物の種類も量も相異なる。しかしながら興味ある傾向がある。実験結果を総括すると、

(1) マルテンサイト反応は、2 つのことなつた機構

で、遅い冷却速度でもつて阻止される。すなわち、4340 鋼、9840 鋼のような焼入性の良い鋼について起るのは、冷却速度自身による安定化の影響によるものと考えられる。そして変態前のペーナイトの生成の量に無関係である。次に 4140 鋼、5140 鋼のような焼入性のよくない鋼について起るのは、Prior proeutectoid ferrite の生成に帰因する。そしてこの ferrite は変態しないオーステナイト地の C を富むようにする。それで後者の機構によると、遅い冷却速度でも残留オーステナイト量が可成り残留する。

(2) 冷却中に生成しつつあるマルテンサイトが焼戻を受けると、軟化する傾向がある。しかし、可成りの量の prior proeutectoid ferrite を生じてマルテンサイトの C 濃度が高い場合には、軟化よりもむしろ硬化することがある。

(3) これらの鋼のペーナイト反応は多くの場合、針状の炭化物を含まないフェライトが先に形成されることによつて進行する。このフェライトの生成温度はペーナイトが最初に現われる温度の約 100°F だけ高めである。これに対する唯一の例外は 4340 鋼で急冷することによつて起る。そしてこの針状のフェライトは para ferrite と呼ばれて、塊状の pro-eutectoid ferrite とはことなる。これらは 2 つのことなる機構で生成すると考えられる理由がある。

(4) Prior proeutectoid ferrite の生成はマルテンサイト反応の場合と同じようにペーナイト反応の開始点と進行を遅らせる。(4140 鋼の場合では、このことにより冷却速度の減少により変態量が増加して最大値に達し、つぎに減少するにいたる。) (上野 学)

ボールミルおよびロツドミルのライナーに使用する Cr-Mo 鋼の選択法 (T. E. Norman: Engineering and Mining J. 158 (1957) No. 7, p. 102)

ライナー用材料を選択するには、耐磨耗性、靱性、使用中の変形の状態を考慮しなければならない。おのおののボールミルに最も適したライナーの材料を選ぶことは重要な問題で、今日では Cr-Mo 鋼ライナーは広く使用され、これにはパーライト系 (Hb 250~450) とマルテンサイト系 (Hb 450~700) の 2 種ある。

パーライト系 Cr-Mo 鋼ライナーは中位から激しい衝撃のあるところ (グレートバー、クランプバー) に使用され、その降伏点は 63~105 kg/mm² で、ボールの作用による塑性変形に対する抵抗は、降伏点の低いオーステナイト Mn 鋼よりも大きい。激しい衝撃を受けるライナーには Hb 300~350、中位のものには Hb 350~420 のものが、クランプバーには Hb 300~350、グレートバーには Hb 250~300 のものが使われる。これには a, b 2 種あり、a の方が耐磨耗性が大きく、b の方が靱性が大きい。鋳物または圧延物とし、熱処理しなくと

	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
a	0.7 ~1.1	0.3 ~0.8	0.6~0.9	0~1.5	1.5~3	0.3~0.5
b	0.5 ~0.7	同上	同上	同上	1.0~2.5	同上

もよい成績を示すが、材質の均一化を目的とする熱処理をすることもある。

マルテンサイト系 Cr-Mo 鋼はパーライト系やオーステナイト Mn 鋼より耐磨耗性が大きく、また十分の靱性のあるものもあり、中位から軽い衝撃をうけるライナーに使用される。これには次の 3 種があつて、熱処理は

	C	Mn	Si	Cr	Mo
1	0.3~0.4	1~1.5	0.3~0.8	0.5~1.0	0.4~0.6
2	0.6~0.8	0.6~0.9	0.4~0.8	1.25~7	0.4~0.6
3	0.8~1.2	0.6~0.9	0.4~0.8	5~7	0.7~1.0

1 は水冷、2 は液冷または空冷、3 は空冷でカタサはそれぞれ Hb 450~550, 550~650, 600~700 である。

個々のミルに対し最もよい種類のライナーを選択するために数個の材料について、ボールミルの操業における試験をおこなうのがよく、この場合必要な第 1 の条件は使用中に欠けたり割れたりしないことで、激しい衝撃のあるところでは、高 C のマルテンサイト Cr-Mo 鋼またはマルテンサイト系白鉄は取扱に慎重を要する。この試験は長期間を要しこの間に使用条件が変る場合には、試験片としてライナー本体を使うと、その試験結果は疑わしいものとなる。それ故試験片に種々の材料で作った直径 5" のボールを使い、全部同時にミルの中へ入れ一定期間操業後、各材質の相互の磨耗量の比率を調べた。Climax の Mo 鉱の磨鉱用 9'x9' グレート式ミル (主な脈石は石英) での試験結果は次の通りである。

種 類	Hb	耐磨耗性	靱性
1 15% Cr, 3% Mo 白鉄	740	89	6
2 26% Cr 白鉄	705	98	7
3 マルテン系 Cr-Mo 鋼 3	615	100	5
4 マルテン系 Cr-Mo 鋼 2	560	110	4
5 マルテン系 Ni-Cr 白鉄	650	112	8
6 マルテン系 Cr-Mo 鋼 1	560	120	2
7 パーライト系 Cr-Mo 鋼 a	380	127	3
8 オーステナイト Mn 鋼	470	138	1

Cr-Mo 鋼ライナーは現在では米国の 15 の大きな鉱山会社、その他で多く使用され、優れた耐磨耗性、適度の価格、使用し易いこと、割れ、欠けのないこと、使用中甚だしく変形しないこと、寿命の長いことのためよい成績を示している。(安原四郎)

鋼の抵抗強度におよぼす合金元素の影響

(J. Glen: Iron & Steel, Vol. 30, No. 7, 1957, 1957, 295/312)

著者は真歪力/真応力の抗張試験によつて、ノルマライズ条件下にある低炭素鋼の強度におよぼす合金元素の影響を研究し、次の如き結果を得た。

試験片はアームコ鉄から熔製され、3 成分は C: 0.1%, S: 0.026~0.042%, P: 0.014~0.038% の範囲で、ノルマライズは大概の場合、950°C でおこなつた (ただし V 鋼では 1000~1050°C, Ti 鋼の場合は 950°C と 1150°C を採用した)。

先ず低 Mn 鋼について実験をおこなつたところ、大きな降伏点および伸は室温でえられ、温度を高めると伸は次第に減少し遂にはあらわれなくなることが分つた。

次に各種の合金元素別にその影響を見ると、Mn は高温での強度を増し、Mn 含有量と共に、歪一時効一硬化は減少を示した。Cr はその含有量の増加と共に、歪の最大値を減じ、Cr カーバイドの析出状態はカーバイドのそれに似ていることが分つた。Mo は第二次歪一時効一硬化を示し Cr より C に対する親和力は強く、しかも Mo 原子は Cr 原子の 2 倍の重量であつた。W は歪が高温に至つてやや強くなつており、W 原子は Mo 原子のさらに 2 倍の重量を有し、Mo に似たカーバイドを造ることが示された。V は温度の上昇と共に強度を減ずる傾向を有し C と N に対する親和力は強力である。また V は Al に似た役割を果し、その窒化物はオーステナイト結晶粒の粗大化を防ぐことができた。この V 鋼はノルマライズ温度を上げると低温強度を増す性質をもっている。次に Ti は V よりさらに C への親和力が強く、室温では Ti の周囲に C の偏析が起り易い。Ti 窒化物は非常に溶解し難く、丁度 Al 脱酸を施さない V 鋼に似ている。Si, Ni の如く、カーバイドも窒化物も作らないような合金元素を添加した場合は歪一時効一硬化には何等影響を与えない。Cu は他のカーバイドとよく似た析出効果を持つている。

なお、結論を要約すると、①低合金鋼では約 200°C の温度で、歪の最大値と面積収縮の最小値がえられる。②強力なカーバイド生成元素は第二次歪一時効一現象も誘導する。③この第二次歪一時効一現象は合金元素の拡散率とその調節因子である。④ Fe より C, N に対する親和力の強い合金元素のいわゆる、“Site” (合金原子に接近せる間隔) には、C および N が偏析する傾向がある。⑤充分な V と Ti の添加は完全に約 200°C での歪一時効一硬化を鎮める。⑥オーステナイト鋼には歪一時効一現象はあらわれるが、フェライト鋼には見られない。⑦高温での一般的欠陥の形は貫粒型である。この欠陥の方式は非常に複雑で (結晶粒界物の応力等に関係するところが大きいので)、その機構についてはなお、検討の余地がある。(谷 昌博)

高強度鋼の横方向の性質と残留オーステナイト量におよぼす珪素の影響について

(John Vajda, John J. Hauser & Cyril Wells;
Trans. A.S.M., Vol 49, 1957, p. 517~549)

7×7" の丸棒を一端焼入した 4340 鋼の試料と一端焼入後焼戻した 4340 鋼の試料との横方向の機械的性質と残留オーステナイト量とにおよぼす 1% Si, 1.5% Si の影響について本稿に報告されている。また、完全焼入や不完全焼入の組織のこれらの性質についても研究され報告されている。以下その結果を総括すると、

(1) Si の添加は硬化能を増し、そして焼戻中の軟化抵抗を増す。Si による 2 次硬化は、500°F~800°F の温度に焼戻した際に、完全焼入鋼および不完全焼入鋼の両方に観察される。

(2) Si が焼戻による軟化抵抗を増しうる最大焼戻温度は不完全焼入鋼よりも完全焼入鋼の方が高い。この Si による軟化抵抗は 1000°F に近い温度まで存在する。

(3) 7×7" の丸棒の一端焼入した試料における降伏強度対引張応力の比は Si の添加で減少する。

(4) 500°F で 17 時間焼戻することによる Si 鋼の

降伏強度対引張力の比のいちじるしい増加は残留オーステナイトの変態というよりもむしろ焼戻による応力歪の除去によるものと考えられる。

(5) 500°F、17 時間焼戻した、1.5% Si を含有する AISI 4143 鋼は横方向の断面収縮率と V 切欠衝撃値とを良好にする。1% Si を含有する鋼についても上記焼戻に有効である。

(6) 1.5% Si を含有した AISI 4340 鋼を完全焼入して 500°F で焼戻して 280,000 psi の引張強度を与えると、常温で横方向の断面収縮率は 15~20%、横方向の V-切欠衝撃値は 10~12 ポンドである。

(7) 横方向の機械的性質におよぼす Si の影響は冷却速度の非常に広い範囲に亘つて求められているので、小さい鍛造品のみならず、大きな鍛造品にもデータを用いることが可能である。

(8) AISI 4340 鋼の標準の試験片と 7×7" の丸棒とにおいて測定された残留オーステナイト量は Si の添加によつて増加する。特に不完全焼入鋼においていちじるしい。

AISI 4340 鋼に 1.5% Si を添加すると不完全焼入鋼の場合残留オーステナイトは 27% であるが、Si が含有されないと同じ冷却条件で残留オーステナイトは 4% 程度まで減少する。

(9) 残留オーステナイト量におよぼす Si の影響の説明が本稿に述べられている。

(10) 機械的性質におよぼす残留オーステナイトの影響はそれほど重大ではない。

(11) 残留オーステナイトを実際に全部分解させるに必要な焼戻温度は鋼の Si 量とともに上昇する。この温度は 1.5% Si 添加で約 800°F であり、1% Si 添加で 700°F、0.25% Si の添加で 600°F である。この温度は完全焼入鋼、不完全焼入鋼には無関係である。いずれも焼戻時間は 10 時間である。

(12) 残留オーステナイトが 500°F で最初の 17 時間までに分解する量は、それ以後の 17 時間の焼戻で分解する量よりも多い。(上野 学)

フェライト網状組織 (普通炭素鋼) の影響について (K. J. Irvine & F. B. Pickering: Iron & Steel, Vol. 30, No. 6, June, 1956 219/223)

焼戻マルテン地のフェライトは、普通炭素鋼や低合金鋼が不完全焼入された時の低衝撃値の理由として説明されて来たが、最近の研究では、中間の焼入変態生成物が転移温度を上げる為に室温の衝撃値を減少させる為だとされている。焼入焼戻鋼の脆性の原因は、フェライトが硬い変形抵抗性の焼戻マルテンに囲まれている為で、そのような状態下のフェライトは最早、変形の余地なく、応力が増加して行つた場合、遂には、フェライトの劈開面で破断されることになる。この破断力は硬いマルテン地が弾性変形を起す応力より低く、結果的には、延性のあるフェライトが弱点の原因を作るわけである。この劈開面は、一度フェライト上に生ずると集中応力でマルテン上を容易に伝わることになる。

また、Troiano はマルテンサイト結晶粒界 (260°C 焼戻) におけるセメントタイトの網状組織が結晶粒界物を削

割し、その結果、拡大せるマルテンをフェライトが包みこれが脆性を起すと述べている。

焼戻組織の研究では、パーライト地における、フェライト網状組織による脆化についての報告はほとんど見られないので本報告では、特にその例を示している。

鋼塊の割れについて顕微鏡組織検査をおこなうと、それは(パーライト地に於ける)フェライトの完全な網状組織に関係する場合が大部分で、しかもそのフェライトは最初のオーステナイト結晶粒界に沿っている。しかして割れの止つた箇所では網状組織が不明瞭な不連続状態を示している。オーステナイト結晶粒界における Al 窒化物の析出が割れの原因に関係ありとされ、それについての研究がおこなわれたが Al 窒化物で誘起される粒界の脆化は極くわづかなもので、結論としてオーステナイト結晶粒界に形成したフェライトの網状組織がその主因子をなすことがあきなかになつた。ただし Al 窒化物は、割れに敏感な組織で伝えやすいことは慥かである。また鋼塊での試験結果ではフェライト網状組織内の不純物が割れを助長するようであつた。さらに錬鋼を圧延した場合の縦割れもフェライトの含有に密接な関係があつた。錬鋼では、成分が一定の場合、圧延終了温度が高いと結晶粒度は大きく、フェライトの網状組織を示したが圧延終了温度が低くなると、結晶粒度は細かく、フェライト部分は不明瞭な網状組織を形成し、割れに対し、かなりな抵抗を示した。

結論として、フェライトの網状組織に囲まれたパーライト地からなる組織は割れを伝える傾向が強い。そして割れに抵抗する鋼塊組織の調整は、圧延時間と関連する冷却速度の調節に依つておこなわれるものであり、錬鋼品は低い圧延速度と正しいノルマライズで割れに抵抗する組織を作ることができるのである。(谷 昌博)

— 雑 —

原子力工業に必要な冶金的知識 (Alex B. McIntosh: Nuclear Engineering, Vol. 2 (1957) No. 17 Aug., 311~314)

原子力工業は最も若いだけに、その材料については最初の段階から、冶金技術者が参画し、責任ある研究やその推薦が認められて来たことは慥かである。この論文は原子炉設計上、材料の化学的、物理的、および冶金的性質を理解することの重要性について書かれたものである。

原子炉材料の最も一般的な Mg も、その熔接性耐蝕性は純度によつて高められることや、あらゆる酸に対して腐蝕抵抗の高い Zr も冷却用ガスには酸化され易いことなどと同時に、Sm, Gd のごとき稀土類金属が熱中性子に対して吸収断面が大で遮蔽合金にも使用可能なことなど、先ず記憶すべき事柄である。

産出状態から見ると Zr 鉱石は必ず 0.5~0.3% の Hf を含んでいるので、熱中性子炉に Zr を使用する時は、

熱中性子捕獲断面の大なる Hf の完全除去が必要である (Hf は Zr と性質が似ており分離は困難とされているが)。そしてこの関係は Ta と Nb の場合も同様である。また Ga は冷却用金属として魅力的性質を備えているが産出は乏しく精製は経済的でない。

原子炉材料の用途を支配する主なる物理的性質は、中性子捕獲断面積、熱伝導度、熱膨脹、比熱、結晶組織、相変化、密度、蒸気圧、拡散、滲透性、熔融点等であるが、これ等は各金属の不純物量で変化することに留意すべきである。すなわち、1947 年頃まで Al に劣るものとされていた Mg の中性子捕獲断面は、1948 年の信頼できる報告によつて最上値のものとして決定されたことなどその実例である。

次に原子炉の耐圧容器材にとつては降伏応力、最終応力等の抗張性質が重要な基礎となり、しかもこれらの性質は温度と共に変化するものである。耐圧容器などの鍛造、組立中、温度降下と共に、延性の低下するのは、脆性面の感受性を増す結果となり、これに放射能の影響が加わると、その変化は加速されることを考慮しなければならない。このような材料では、あらゆる温度で割れの原因となる応力と延性との関係を知ることが重要である。また、耐圧容器の匍匐抵抗は複雑であるから多くの資料を検討する必要がある。

軟鋼などの硬度と抗張性質との量的関係は経験上重要視されている。また、硬度は不純物量に対し敏感であるので Nb (加工量が不純物量に比例する) などのよき指針となる。

Compatibility (化学的、冶金的内部作用なく二つの材料が相互に接触して存在する組合せ) は原子炉燃料被覆材との規準で原子炉の最高温度を規定する。冷却剤の不純物は耐圧容器との Compatibility を阻害する。原子炉の核分裂範囲では、冷却剤と被覆材とに対する減速剤との Compatibility は容器に対するそれと等しく重要である。

次に、Compatibility に対する修正であるが Zr 合金に対する Sn の添加は、その水に対する Compatibility を増し、同様に Nb に Zr または侵入型元素の添加は、Nb に対し CO₂ および 酸化性ガスに対する Compatibility を与えることになる。原子炉材料は極度の耐蝕性を主眼とする結果、その機械加工性を困難にしたり、熔接割れの原因になつたりする場合がある。W と Mo は Compatibility の点で申分がないが、熔接、成形は思わしくない場合が多い。

かくのごとく、原子力工業材料はその性質、組成におよぼす雰囲気ならびに焼鈍の内部段階の影響まで、冶金研究を拡張することを要する。そして原子炉材料の時効変化、容量変化、放射能による汚染等は燃料元素の型や作業温度等の種々の条件を規定する重要な要素となるのである。(谷 昌博)