

抄 録

—製 銑—

高炉のたなつり対策 (W. Zólkowsk: Hutnik, Póls 23 (1956) 6, 238~241; R. Mét., 54 (1957) 5 の抄録より。

高炉のたなつり対策としては、チャージ変更によつてコークス比、スラッグ組成などを変えるか、出銑および出滓口、羽口と炉内の未凝固部との連絡をはかるために高圧酸素を使用する方法がある。また、火薬の使用はライニングをいため易いから、溶融帯より十分離れたシャフト部に限られる。ここに述べる方法は、石油の燃焼によつて外部加熱するもので、出銑口の冷却函や1部の煉瓦を取はずしできるようにしておき、環状管から熱風を取つてはば 200 mmHg. に圧縮し、レザーバー (~0.75 m³) からの石油とともにインゼクタに導く。

このインゼクタは、連接管によつて所望の方向にジェットを向けることができる。コークス、溶剤、鉍石とともに固まつていた銑鉄、スラッグが溶融し、上部の荷と湯溜が連絡されると、急に荷が落下して冷える恐れがあるから酸素を併用してもよい。これが終れば正規の送風をおこなう。なお、ジェットはミクロ的な噴霧になつてゐることが肝要で、空気、石油とも過剰ではいけない。レザーバーや配管のさびによつて、インゼクタ・オリフィスがつまらぬように、フィルター掛けをする。

この方法によつて、150~200 t 炉において、3.5, 7, 12 カ月の吹止め後に再開させた3例を挙げているが、毎回の石油所要量は 2~3m³ である。(松下幸雄)

CaO-Al₂O₃-SiO₂ 融液の電解 (O. A. Esin, V. A. Chechulin: Doklady Akad. Nauk SSSR, 113 (1957) No. 1, 109)

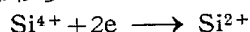
Bockris 等は CaO-SiO₂ 系溶融スラッグについて電解実験を行ない、炭素陽極に発生する CO, CO₂ の量を調べ、Faraday の法則が成立することを確かめておりまた Martin および Derge は CaO-Al₂O₃-SiO₂ 系溶融スラッグを電解し、陽極にガスの発生することを観察しているが、いずれも陰極における析出物については全く研究をおこなつていない。陰極に析出すると予想される Ca, Al, Si はいずれも比重が小さく、また化学的活性が強いために調べることが困難である。本実験では陰極として溶銑 (C 4.5%) および溶銅を用いて CaO-Al₂O₃-SiO₂ 系溶融スラッグを電解し、陰極析出物をこれらのメタルに溶解させて取り出した。

電解槽は溶化マグネシヤ製のもので陽極室 (高さ 40~45 mm, 直径 15~18 mm), 中間室 (高さ 55 mm, 直径 7 mm), 陰極室 (高さ 55 mm, 直径 7 mm) の三室を有し、各室は径 2~3 mm の孔でつないでおく。陰極への導線は W または Mo 線を用い、陽極には炭素棒を用いる。流した電気量は銅のクーロンメーターで求め陰極析出物について各成分毎に電流効率を求めた。

陰極析出物の主なるものは Si であり、この Si に関する電流効率は 38~71% である。Al に関するものは

比較的小さく、24% 以下であり、この両者を加えると電流効率は 42~90% 程度で 100% よりはずつと小さい。この点について種々考察した。

Si に関する電流効率とスラッグ中の SiO₂ の濃度との関係をプロットしてみると丁度中間に谷を有する曲線が得られた。この曲線は粘性の曲線と同様な傾向を示し電流効率が拡散速度と密接な関係を有していることが予想された。さらに温度が低くなる程、また陰極室の(高さ)/(直径)が大きくなる程電流効率は大きくなつてゐる。Mg²⁺, Ca²⁺ が Mg⁺, Ca⁺ に還元される可能性はほとんどない。Al³⁺ の還元はわずかながら起るものと思われる。Ca や Mg に関する電流効率は本実験では 3~4% 以下であるが、これは Ca や Mg の蒸発が速いため、実際にはもう少し高い電流効率を示すはずである。しかしこれらはいずれも電流効率が 100% よりかなり小さいことを説明するには不十分であり、結局もつとも大きな原因をなすものは Si⁴⁺ の還元、酸化である。すなわち



の反応によつて生じた Si²⁺ が陰極液の表面に速やかに拡散し、そこで Si²⁺ が Si⁴⁺ に酸化されてしまい、Si に対する電流効率を減少させる。

最後に Fe-Si および Cu-Si を陽極に用いて電解をおこない、Si の陰極溶解に関する電流効率は 90~104% であることを知つた。(森 一美)

—製 鋼—

鋼の真空鑄造に関する試験結果

Z. Eminger, F. Kinsky: Hutnické Listy, Csk-lsv., 11 (1956) 6, 345~355; R. Mét., 54 (1957) 5 の抄録より。

溶鋼の脱水素を計つて、Bochumer 社 (ドイツ) が真空鑄造法をはじめから、Lénine 工場 (Z.V.I.L.), Pilsen (チエコスロバキヤ) においても、同様な研究がおこなはれてゐるが、まず Bochmer 法 (パテント 866231) によると、(1) 取鍋→小型中間取鍋→排気鐘 (鑄鋼用取鍋を収めている)、(2) 取鍋→中間取鍋と真空取鍋を一体としたもの→モールド、(3) 取鍋→中間取鍋排気鐘 (モールドを収めている) があつて、著者等は第3法によつてゐる。ただし、4,700 kg 鋼塊の場合には、中間取鍋とモールドを一体とし、後者を排気するが鑄込開始前は、両者をアルミ板によつてシールする。ジェットが分散して湯の上昇が見にくい、炭素の2次反応によるボイルも考慮し、クレーンによつてモールド本体の平衡を取つたり、電氣的または放射線によるシグナルによつて湯のレベルをおさえる。鋼塊は、3, 40, 250, 460, 4,700 kg とし、オリフィス径、鑄込速度、真空度、ポンプ性能を変えて試験した。また、白点割れをおこし易い Cr-Ni-Mo 鋼を扱つてゐる。

(1) 4,700 kg 鋼塊、平均真突度 96% において、鑄込開始後 30 mm 間排気をつづけた場合

鑄込開始より の時間(sec)	ガスピペイトをみた すまでの時間(sec)	CO%	H ₂ %
5 } 鑄込中	45	43.3	23.4
60 }	96	37.7	18.8
256 } 凝固中	108	22.4	17.2
618 }	90	15.2	13.5

なお、CO₂、O₂、CH₄、N₂% は省略しているが、460 kg 以下の鋼塊においては、全断面に気泡が残留する。

(2) 460 kg 鋼塊、鑄込開始後 30mn 間排気をつづけた場合

真空度%	排気能力m ³ /h	鋼塊水素%(同一個所3回 の平均値)
普通法	—	100 (これを基準とする)
80	100	67.6
94	8	42
91	8	30.8
99	166	24.3

また、4,700 kg 鋼塊、鑄込終了後排気しない場合は

	排気能力 m ³ /h	鋼塊水素%	
普通法	—	100	} 同時鑄込
真空法	8	53.3	
普通法	—	100	} 同時鑄込
真空法	500	49.2	

(3) この他、偏析状況は変わらないが、軸方向のパイプが減少し、いちじるしいデンドライトが発達しないで1次晶が細くなる。また、1,100°Cにおけるオーステナイト粒も微細で、酸化物系介在物が25~35%減少する。なお、4,700 kg 鋼塊において、縦方向の機械的性質(熱処理しない)は変わらないが、白点が全く発生しない。(松下幸雄)

— 鑄 造 —

鋼の連続鑄造とソ連邦における進歩

M. S. Bojtjemko, V. S. Rutes & H. A. Nikolajev: Jernkont. Ann., Svrq., 140 (1956) 10, 817~833; Stal, S.S.S.R., (1956) 6, 503~513; R. Mét., 54 (1957) 5 の抄録より。

ソ連鉄鋼研究センターによつて、1944年に企画、研究が開始され、炭素鋼ならびに合金鋼において、ほぼ鋼塊軸方向に冷却が進行する特徴を有し、まず 37×74~37×300 mm (長さ1 m) のスラブについて試験した後、工業化として、100, 150, 200, 280 mm の丸および角材、150×200, 150×300, 200×300, 150×500, 100×800 mm のスラブを扱っている。たとえば、150×500~600 mm スラブ用モールドは、4枚の壁のおのおのが、内側を銅製、外側を鋼製としてビス止めされ、中間の孔を5~6 atm の冷却水(45~60 l/sec)が流れる。全長1,500 mm であるが、熱をうばい易くするために円錐形(底面がせばまつて、底部+3.21%, 頭部-1.06%の比率である)とし、銅板を厚5 mm にしておくと、1,500~2,500 t の鑄込に耐える。丸、角材よりも、長方形断面のスラブの方が、冷却速度の大きいために有利であつてキズ、偏析が少ないが、丸、角材の製造研究もおこなつている。

(1) Krasnyi Oktjabr (Novo-Tula) 工場

約 200×約 600 mm のスラブを対象とし、連続鋼塊内のロウト状溶鋼の深さは、放射性 S および P によつて

きめ、設備の高さも決定されるが、鑄込プラットホーム(モールド、1.5 t 中間取鍋、操作台を含む)が地面上3 m、その下19 m に他の設備が収められている。モールドは長さ1,500 mm であるが、この下面から700 mm にわたり、全長5,300 mm の擬鋼塊をあらかじめ挿入する。ふた付中間取鍋は、ガスバーナによつて、900~1,100°C に加熱し、ノズルはシャモット、黒鉛の混合物から作る。モールドの潤滑にはパラフィンを使用し、また上下に動かすことも試みている。モールドから出る鋼塊の外部は1,200°C、内部は液体であるが、2段のシリンダケージによつて抽出後、2次冷却によつて850~900°C となる。さらにシャーに入る前に擬鋼塊が取除かれ、切断鋼塊受けによつて90°向きを変え、ころによつて移動してから引上げる。この半製品が800~850°C であつて、鑄込速度を800~1,000 mm/mn とすると、35 t/h が生産されるが、はじめの2年間に約10,000 t を製造している。

(2) Krasnoje-Sormoro 工場

1955年5月より板または形材用175×420 mm スラブを製造しているが、鑄込プラットホームは地上3.8 m、主設備は5×10×13 m のピットに収められている。取鍋は50 t、また中間取鍋は3.5 t であつて、ノズル2個を有し、電熱加熱するが、ターンテーブルに載せ、ふたおよび除滓セキを備えている。シリンダケージは1個であつて、つりあいおもり付き傾倒機によつて、半製品を射面に沿つて引上げる。鑄込速度800~900 mm/mn、生産速度45~55 t/h であつて、製品歩どまりが約10%向上する。この複線式設備を2系列にすることになつている。

なお、普通の鑄込法に比較しても、機械的性質に変化なく、鑄込速度および温度の高いほど、表面状態がよい。(松下幸雄)

新しい球状黒鉛鑄鉄製造法 (Harry K. Ihrig; Trans. A.S.M. Vol. 49 (1957) 232~240)

本稿にはアルカリ金属、アルカリ土類金属を添加することにより球状黒鉛鑄鉄を製造する方法について記載されている。これ等のアルカリ金属を溶鉄中に添加すると非常に激しく反応する。それで上記金属のハロゲン化物を用いると、激しく反応せず球状黒鉛鑄鉄が製造できる。溶鉄中のハロゲン化物はCa-Siで還元され、アルカリ金属が黒鉛を球状化する。ハロゲン化物として、Na, Mg, Li, Ba, Sr, Rb等の塩化物とNaBrが実験的に使用された。その結果、NaClとMgClの混合物をCa-Siで還元した球状黒鉛鑄鉄が良好な成績を示した。

この方法で製造された球状黒鉛鑄鉄の化学成分、機械的性質、組織等が本稿に報告されている。

なほ、この実験結果にもとづいて数カ月工場で実施した作業結果も簡単に報告されている。この新しい製造法によると球状黒鉛鑄鉄は高強度を有する外に延性も可成り良好である。例えば2"の標点間距離で延性が10%以下の場合には極めて稀である。また、この新しい方法による鑄鉄は、Mgやその合金で製造した球状黒鉛鑄鉄に比して、切削性は可成り良好である。(上野・学)

一 性 質

鉄の鋼塊の切欠靱性におよぼすサブ・バンドリーと炭化物の分布との影響について J. C. Dauko & R. D. Stout; Trans. A.S.M., 49 (1957), 189~203

0.02% C の鉄の鋼塊の切欠靱性におよぼすサブ・バンドリー (subboundaries) と炭化物の分布との影響が本稿に報告されている。その結果を総括すると、

1) 約 5.8 の一定の subgrain size を持つ焼鈍した鉄の鋼塊では、subgrain のある第 1 次フェライト結晶粒の大きさが増大するにつれて、シャルピー V 型切欠試験による遷移温度が約 20°F 上昇する。

2) 炭化物の分布は鉄の鋼塊の切欠靱性に可成り影響する。同じフェライト粒度で同じ subgrain size では焼鈍し溶態化した鉄は焼鈍したままのものよりも約 100°F 遷移温度が低い。なぜならば、第一次のフェライト結晶粒界に析出した炭化物の偏析が除かれ、して subboundaries にある炭化物と不純物の偏析がすくなくなるからである。

3) subboundaries は、溶態化し時効した鉄においては遷移温度を上昇させるが、その影響は炉冷した状態ではやや減少する。

4) subboundary の腐食の特徴より判断すると、subgrain の容積が大きくなるにつれて、Subboundary の単位面積あたりの不純物の濃度が減少する。

(上野 学)

機械的性質におよぼすペーナイトの影響について

R. F. Hehemann, V. J. Luhan & A. R. Troiano; Trans. A.S.M. 49 (1957), 409~426

高強度に熱処理された 4340 鋼の機械的性質におよぼすペーナイトの影響が研究され本稿に報告されている。第 1 近似では、ペーナイトとマルテンサイトの混合組織の引張強度は簡単な法則にしたがう。しかし、延性はこの簡単な法則による微少組織には関係しない。ペーナイトは断面収縮によつて評価される延性を良くしたり、悪化させたりする。例へば高温のペーナイトを含有する混合組織の延性は同じ強度に焼戻したマルテンサイトの延性よりも劣る。この延性の低下は実験によると高温ペーナイト (軟い) の量に比例する。そして軟いペーナイトが比較的少ないと、その悪化の程度はわずかである。延性に対する悪化は高強度になるほどいちじるしい。それで高温で焼戻して強度を下げると、延性の悪化の程度はすくなくなる。

変態温度が低くなるにつれて、ペーナイトに起因する延性の悪化の影響は小さくなる。Ms 付近で変態析出したペーナイトは少し延性を良好にする。この混合組織の延性の低下は主として、ペーナイトとマルテンサイトとの間の硬度差に起因する。600°F でペーナイト変態を一部おこなはせて、次に常温に焼入する前に 1100°F で焼鈍することによつて延性は低下する。同様に、Ms 直下の温度まで冷却し、次に 1100°F で焼鈍したことにより生ずる硬いマルテンサイトと軟いマルテンサイトの混合組織は低い延性を呈する。

ペーナイトは、衝撃試験において、超遷移エネルギーの遷移温度の両方に影響をおよぼす。この研究での限ら

れたデータでは、ペーナイトは引張試験における延性に影響すると同じように、超遷移エネルギーに影響すると思われる。変態温度に関係なく、少量のペーナイトの存在はそれほど機械的性質には害をおよぼさない。Bs 附近の温度における少量のペーナイトの形成にもとづく硬化能の増進は機械的性質を少しも犠牲にすることなく得ることが可能である。(上野 学)

英国の電力施設に使用される特殊鋼材

(C. Sykes; Iron & Steel, 30, No. 2, 1957, 69/73)

燃料の不足下にある英国では、電力の経済的発展に、最大限の努力が払われている。従つて、電力施設鋼材の研究が重要視されている。電力施設の各部分で使用されている鋼材を見ると、過熱管と蒸気パイプには、その蒸気条件に応じて次のものがある。すなわち、炭素鋼 (蒸気条件: 425~455°C), CrMo, あるいは 1% CrMo (480~510°C), 2 $\frac{1}{4}$ % CrMo または MoV (540~565°C), しかしてオーステナイトパイプの使用は目下、一般化されつつある。一番問題になつている、タービンブレード材には、高圧用に筒筒強度の高いもの、低圧用に機械的強度および疲労強度のものが要求され、いずれの場合も、徹頭徹尾、耐腐蝕のものが主眼とされている。現在、使用中のタービン鋼材の成分は Table 1 に示す通りである。

次に交流発電機の場合は、筒筒性質が問題となる温度以下で作業されるので、その鍛造材は物理的性質、主として磁性に重きを置いている。

以上の電力使用材を見ると、ジェットエンジン、ガスタービン材の研究の刺激を受けたことにもよるが、慥かに電力施設の発展は使用鋼材の筒筒性質に対する研究に多大の貢献をもたらしたことは事実である。この筒筒性質は一般の性質のように、その化学成分と直接の相互関係を示すことはできないもので、その最も信頼を置ける結果は、少くとも 10~20,000 時間に亘る貴重な試験を土台として得たものでなければならない。Table 2 は三種の鋼材 (カーバイド生成元素を含む) の析出物の寸法と、その筒筒性質を示したものである。これによると Cr 含有が 6.8% に増加する時、析出物は大きくなり、その筒筒性質が失われることがわかる。しかして、鋼 1 と鋼 3 は電子顕微鏡下による組織がほぼ似かよつたものである。また、Table 3 は長期間、400~650°C の温度に保持した効果を室温衝撃値で比較せるものである。

タービンの設計者は、常にこの筒筒性質を基礎として、各部の寸法を適当に変化させると同時に、熱膨脹の不均衡を防ぐ為に、熱処理の均一を期待しなければならない。目下、タービン部品はその寸法が増大し、最高強度と降伏点が要求されているので、必然的に C は固定され急速な冷却、または恒温曲線を右に移行させる合金元素の添加によるペーナイトの組織が必要とされている。

将来、この電力用鋼材では、オーステナイト鋼の熔接と高温になればなる程、要求される高い筒筒性質と酸化抵抗の改善の問題がある。Nb, N を含む 12%Cr マルテン鋼、および高合金オーステナイト鋼の使用はこの解決を示唆しているが、前者は鍛造の横軸方向の延性に問題があり、後者は、高費用の点で困難を伴つているよう

Table 1. Turbine blade compositions.

Steel	Type	C%	Cr%	Ni%	Mo%	V%	Nb%	Co%
1	Stainless iron	0.10	13.0	—	—	—	—	—
2	Stainless iron+Mo	0.10	13.0	—	0.50	—	—	—
3	Stainless iron+Mo & V	0.10	12.0	—	0.50	0.20	—	—
4	Stainless iron+Mo, V & Nb	0.10	11.0	—	0.50	0.25	0.40	—
5	Complex austenitic	0.25	14.50	18.0	2.5	—	2.0	7.0

Table 2. Size of precipitates in creep-resisting steels.

Steel	% Creep deformation at 300h at 8 tons/in ² at 600°C	Size of precipitates within grain
1, 0.2% C, 0.5% Mo, 0.5% W, 0.7% V, nil% Cr	0.103	250 Å
2, Ditto but 6.8% Cr	> 2.50	2000 Å
3, Special 6% Cr Creep-resisting Steel containing Mo, V, W, Ti	0.04	< 50 Å

Table 3. Effect of exposure for 1 year at 400~500°C on room temperature

Steel	Composition %					Exposed for 1 year at:	Average Izod value before exposure	Average Izod value after exposure at stated temperature
	C	Cr	Ni	Mo	Nb			
Stainless iron (bar)	0.09	12.52	0.11	—	—	500°C	104	98
Stainless iron+Mo (bar)	0.08	13.14	0.19	0.73	—	500°C	64	47
Complex austenitic (bar)	0.25	14.50	19.0	2.5	2.0*	650°C	72	32
CMo (Forging)	0.28	—	0.17	0.67	—	400°C	17	15
NiCrMo (Forging)	0.28	0.53	2.49	0.47	—	400°C	48	17
3%CrMo (Forging)	0.25	3.27	0.18	0.47	—	400°C	60	30

* Plus 7.0% Co.

である。(谷 昌博)

片状黒鉛鑄鉄の化学成分および冷却速度と機械的性質 (G.N.J. Gilbert: Iron & Steel, Vol. 30, No. 1, 1957, 19/24)

鑄鉄の機械的性質に影響する主因子は化学成分と注型後の冷却速度である。しかして同じ熔解条件の下につくられた同じ化学成分の鑄鉄も冷却速度の相異(試片の直径の相異)による性質の変化は、むしろ化学成分の相異より大きい場合がある。また、鑄鉄は鋼の基地に黒鉛が分布されたものと考えられているが、その基地自身も鋼の場合より Si, S, P の不純物が多く含まれている(特に P は固溶体として)ことを記憶しなければならない。しかして、またブリネル硬度 (HB) は基地強度に影響をおよぼし、弾性係数は黒鉛組織の函数であることに留意しなければならない。

化学成分と鑄鉄の性質との相互関係を示すためには、各元素の結合した存在の影響を表わす式を示すことが必要である。今、1% Si および 1% P は共晶点の C を 0.30% あるいは 0.33% 減少を来たすものと考えられているので、炭素当量 (CE) は:

$$(CE) = \text{Total C} + \frac{\text{Si} + \text{P}}{3} \text{ として表わされる。また、}$$

$$\text{共晶飽和度を } Sc \text{ とすれば: } Sc = \frac{\text{Total C}}{4.23 - \text{Si}/3.2}$$

(Hanemann による) となる。つぎに Fletcher は共晶黒鉛と実際の全炭素量とを比較して:

共晶 C 量 = $4.3 - 0.286\text{Si} - 0.387\text{P} + 0.18(\text{Mn} - 1.8\text{S})$ なる式を得た。

一般に Mn と S とを計算に入れなければ、

$$Sc = \frac{\text{Total c}}{4.23 - \text{Si}/3.2 - 0.275\text{P}} \text{ として表わされる。共晶}$$

成分においては $Sc=1$ となり、亜共晶組織が増大すると Sc は 1 以下となるわけである。

鑄鉄の抗張力は黒鉛分布と基地の強度によるわけで、弱化影響をもつ黒鉛が少なければ少ない程、抗張力が高くなる。そして Sc と CE が増大すると黒鉛量は増加し、従つて抗張力は減ずる結果となるわけである。断面寸法の影響の試験を接種せる試片で行つた所、断面寸法が減ずるに従い、抗張力は増大し、接種された鑄鉄は接種を行わないものより、抗張力が高いことが示された。

次に Coyle は断面感度と抗張力とについて $y=Cx^a$ なる式を示した。こゝに y =抗張力、 x =試片の直径、 c, a は常数、この式を対数式にて表わすと $\log y = a \log x + \log c$ となる。すなわち、抗張力の対数は試験片の直径の対数に対し、直線関係にあるわけである。以上の式より、抗張力と試験片の直径に関し、次の式が得られた。即ち

$$\log T = -0.5 \left(\log \frac{T_1}{135000} \log \frac{D_1}{D} \right) + \log T_1$$

こゝに $T=D$ inch の直径の鑄鉄に算定された抗張力 (lb/sq. in)

$T_1 = D_1$ inch の直径の同じ鑄鉄の既知抗張力 (lb/sq.in) とす。

これにより、与えられた直径を有する試片の抗張力を知れば、直径の異なる同じ材料の抗張力を算定できるわけである。

最後に、Collaud は直径 d_1, d_2 の試片の抗張力をそれぞれ T_{n1}, T_{n2}, H_B をそれぞれ BHN_1, BHN_2 とし

$$-a = \frac{\log T_{n1} - \log T_{n2}}{\log d_1 - \log d_2}$$

$$-c = \frac{\log BHN_1 - \log BHN_2}{\log d_1 - \log d_2}$$

なる式を得た。しかしてこの各値の平均値より $\frac{-a}{-c} = \frac{\log T_1 - \log T_2}{\log BHN_1 - \log HBN_2}$

という結果を得た。これにより与えられた直径の試片の抗張力、 H_B を知つて、他の直径の異つた試片の H_B を知れば、その抗張力は求めることができることになる。

(谷 昌博)

片状黒鉛鑄鉄の組織と機械的性質 (G.N.J. Gilbert: Iron & Steel, Vol. 30, No. 2, 1957 45/51)

鑄鉄は鋼よりも低い弾性係数を持ち、かつ低荷重で或塑性変形が起きるので、応力は歪に比例的ではない。鑄鉄の弾性係数の決定は、鋼に較べて極めて困難とされているが、一番、満足な方法は鑄鉄のビーム試験によつて行われるものである。すなわち、 W を荷重 (lb), δ を偏差 (inch) l を span の長さ (inch), I を断面の慣性性能率 (inch⁴) とすれば、弾性係数 E は、

$$E = \frac{Wl^3}{48\delta I}$$

鑄鉄の組織を鋼+黒鉛とする時、黒鉛は抗張力を伝達しないので、鋼の基地における空間と仮定し、黒鉛に類似させる為、技巧的に溝や孔を鋼の抗張試験片につくつて試験した所、鑄鉄のそれに似た応力~歪曲線を得ることができた。これにより、鑄鉄の応力~歪曲線は可塑性歪の延長をもつたものであることが明らかにされたわけである。

Swartz と Junge が片状黒鉛鑄鉄、可鍛鑄鉄等より黒鉛量、弾性係数およびその密度との変化を研究した所、焼戻黒鉛を含む材料では弾性係数は黒鉛の含有量に比例するが、片状黒鉛に至ると、期待したよりかなり低い弾性係数をもつものであることを発見した。そしてこの黒鉛の形状は弾性係数のいわば数学的基礎を形付けるものであることを推断した。

次に、黒鉛の量、形状および分布により、鑄鉄の硬度は幾分変化するが、大部分は基地の強度によるものであること、そして共晶飽和度が増加すると、硬度は逆に減少するものであることが示された。これは共晶飽和度と共にパーライト地は粗さを増し、黒鉛量が増大するからである。

大部分の研究者は、鑄鉄を鋼+黒鉛と見做しているが少数者は黒鉛より共晶 Cell 寸法が鑄鉄の機械的性質に関係するところ、大としている。たしかに共晶 Cell は黒鉛の寸法、形状、分布などより遙かに重大な因子であるかも知れない。特に、Morrogh は普通鼠鑄鉄の本質的に脆弱な面は、個々の片状黒鉛でなく、共晶 Cell の直径に関係をもつたものであるという説を支持しているほどであるから。また、鑄鉄の切断強度は共晶 Cell 寸法と直線的関係にあるといわれている。実際問題として、化学成分や冷却速度以外に、共晶 Cell 寸法に影響する多くの因子の為に、同じ熔解条件下に鑄鉄がつくられない場合がある。B.C.I.R.A. ではこのような場合、Cell 寸法を計算し、共晶飽和度と抗張力の関係を得る研究が行われている。

Adams は鑄鉄の強度と組織の関係を求めるのに、共晶 Cell 寸法と黒鉛との双方を考慮に入れ、次の組織的特性を示した；(1) 共晶 Cell 寸法の小なる鑄鉄は最大の強度を持つ。(2) 普通の片状黒鉛パーライト鉄は過冷却黒鉛をもつ鑄鉄より強度がある。(3) 小さな片状黒鉛鑄鉄は、大きな片状黒鉛鑄鉄より、黒鉛型の如何に拘らず大きな強度を持つ。(4) 遊離地鉄を持つ鑄鉄は一般に脆弱である。(谷 昌博)

正 誤

第 43 年第 10 号—講義—非可逆現象の取扱い方 (第 II 講)

頁	行	誤	正	備 考
1153(右)	2	$v\Omega$	$\dot{v}\Omega$	(6) 式
1157(右)	8↑	$(a_{TT} \sum_2 a_{\lambda T} a_{T\lambda} / a_{\lambda\lambda})$	$(a_{TT} - \sum_1 a_{\lambda T} a_{T\lambda} / a_{\lambda\lambda})$	(65) 式