

験の場合と同様の傾向を示す。

以上から繰返屈曲試験に於ては静的強度試験の場合と大體同様で焼入温度が低く、焼戻温度が高い程強くなるが、繰返衝撃試験に於ては特に低温側の焼入温度の影響が最も鋭敏に現われる。焼戻温度もその上限が制約されるものであることが判る。

(3) 試験結果に對する考察

前大會に於て軸受鋼の焼入組織に於ける粒界現象として發表せる如く、軸受鋼の球狀パーライト組織のものを球狀セメンタイトを残存させて焼入した場合には加熱時のオーステナイト結晶粒界に該當する部分に網状をなしてC濃度の高いマルテンサイトが現われる。この粒界組織はピクリン酸ソーダ腐蝕で着色して現出せられるもので、焼入に於ける加熱温度が低いと現われず、高くなると現われ、而も温度上昇に従い次第にその幅が廣くなつて粒界から粒内に及んでゆき、球狀セメンタイトの全部が溶け込むような加熱温度からの焼入では粒全體に及ぶ。

A. 變態點以上の加熱で均一オーステナイトになるソルバイト組織の場合には全體がC濃度の高いマルテンサイトになり、機械的強度が劣ることから、球狀パーライト組織のものに於ても加熱温度が高くなるとこのような組織が結晶粒界に網状に現われることは加熱温度が結晶粒の粗大化以外に軸受鋼の機械的強度を左右する顯微鏡組織的な原因を持つものであると考えられる。

この加熱温度の影響はその強度試験方法により變化して居り、静的強度試験よりも衝撃強度試験に於て大きく、而も實用焼入温度である 800~840°C に於て大きな差違を見ることは、800°C では粒界組織が現われなく、840°C では明瞭に現われることから、この組織は特に衝撃強度をより低下せしめるためと考えられる。

このことは焼鈍組織に於ても球狀化しているが炭化物の縞狀偏析を伴うものが静的強度試験よりも衝撃強度試験で劣ることの原因とも一致する。何故なら偏析部分はピクリン酸ソーダで腐蝕すると着色程度はC濃度の高いことを示し、而もかゝる偏析は、縞狀偏析も巨大炭化物塊の存在する場合をも含めて、オーステナイト結晶粒が粗い粒と細かい粒とが層狀をなして混粒している場合の細かい粒の層をなしている部分に存在する傾向を持ち、その部分は結晶粒が細かいにも拘らず全體として衝撃強度が劣悪だからである。

(12) 異常偏析疵の使用上の價値に及ぼす影響と處置に就て

三菱長崎製鋼株式會社

理 小 松 一 男

I. 緒言及總括的考察

高炭素鋼のみならず普通炭素鋼（特に大型鋼塊よりのもの）の製品に現出する細毛狀の異常偏析疵に就てはその成因の考察、發生狀況、顯微鏡組織、並に之が存在する試験片の機械的試験値等に就て既に發表したのであるが (a)* (b)* 此等疵の形狀及破面より見てその疵の呼稱を擬白點 (Quasi Flake) と與えた如く殆んど特殊鋼の白點形成と類似したものと考えられるが、今回は此等の疵を發生せしめて之が存在に於ける使用上の價値の影響を實驗値と共に述べ且表面に現出して残存したる場合の處置及び内部に現出した時の無破壊法による検出における判定基準並に微小異常偏析疵の檢出方法等も述べる。

勿論製品化される迄に成因的に之を除去する爲には製鋼作業に於て裝入原材料を吟味し、精練及造塊作業に於ても特に脱水素及脱インクルージョンに留意すると共に鍛造作業に於ても懸念されるものは成可赤熱裝材とし且熱間鍛造比を大にし鍛造後の焼鈍に際しても變態點通過を緩徐ならしめればその成因の殆んどを除去する事が出来るが現今の原料狀況では未だに完全には除去出来ない場合が考えられる。

然る場合の残存異常偏析疵のある製品は之を如何に取扱うべきかが大いなる問題として考えられる。

著者は此等について機械的性質と疵の大きさ及分布狀況、並に疵の大きさ及方向性等によつての試験値より之を檢討し實際使用上の價値判斷に就て考察した。

依つて今回はその使用上の價値と存在せる場合の判定及處置についても述べる事とする。

* (a) 昭和26年 秋季講演大會にて發表

(b) 昭和27年 秋季講演大會にて發表

(13) 軸受鋼に關する研究 (II—III)

II. 軸受鋼材に現われる粗大炭化物について (追補)

III. 軸受鋼のリングの壓壊値並にそれに及ぼす不純物の影響等について

日本特殊鋼株式會社 出 口 喜勇爾

第2報 軸受鋼材に現はるゝ粗大炭化物について (追補)

I. 緒言

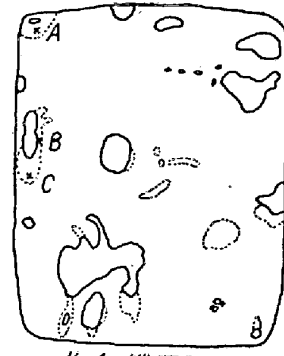
既に第1報りに於て、軸受鋼材に現われる粗大炭化物につき、その生成原因、固溶温度、顯微硬度的考察、及各種添加元素の影響等に關して報告したが、その際述べた如く、粗大炭化物の一部は既に凝固の際 C, P 等の顯微鏡的偏析部に於て共晶として生成するならば、凝固速度が當然粗大炭化物の生成に影響を及ぼす筈であつて本報告に於ては先ずこの點を實驗室的に検討した結果を述べる。次に試験用小鋼塊 (高周波電氣爐, 8kg) に於てきえも粗大炭化物が生成する程の顯微鏡的偏析が起るのであるから、これは従來の Fe-C-Cr 系平衡状態圖に比しどの程度ずれているかを検討し、最後に各種腐蝕液で腐蝕時間を變えた場合の粗大炭化物の檢鏡結果を報告する。

II. 凝固速度の影響

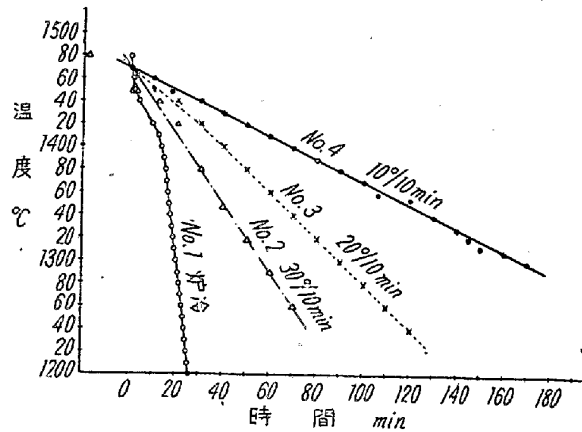
試験用 8kg 鋼塊では熔鋼を鑄型に鑄込んでから凝固する迄の時間は鋼塊の芯部で 2~3min と推定される。これに對し凝固速度を十分遅くする爲に坩堝の熔鋼中に石英管 (内徑 4, 外徑 6mm) を立て、この中に Pt-Pt Rh の熱電對の先端を導入して置いて熔鋼の冷却速度を記録させ、他方電壓を極く徐々に低減して行つて、熔鋼は坩堝内で凝固せしめ、凝固後は坩堝をこわして鋼塊を取り出し、これの縦断面各部のマクロ組織、顯微鏡組織を検すると共に化學成分の偏析狀況を調べた。尙鋼率は十分厚くし石英管がこれに接觸する所では石英管を二重としその間に酸化アルミニウムをつき固めた。

扱て Fe-C-Cr 系平衡状態圖によれば、C 1.0, Cr 1.5% では凝固區間は 1470~1300°C となつてゐるから、主としてこの温度區間を精密に調節した。熔鋼の平均成分を知る爲には、合金元素を投入して脱酸後一旦切電して分析試料用鑄型に少量熔鋼を注入し、然る後再び送電徐冷した。

先ず配合成分 C 1.0, Cr 1.5% の試料につき、凝固速度を第1圖 No.1~4 に示す如く變えた場合の影響は次の通りである。即ち冷却速度が 30°/10min よりも早い No.1, 2 では鋼塊内に 1, 2ヶ所 Blow hole があるが炭化物の偏析は餘り認められず、粗大炭化物も所々に認められるゝに過ぎない。20°/10min の No.3 では可成り Blow hole があり、又炭化物偏析があつて相當粗大



No.4 縦断面



第1圖

炭化物が認められる。所が 10°/10min の No.4 になると、第1圖にその断面のスケッチを示した如く、實線で書いた Blow hole の周囲の點線で示した範圍は粗大炭化物或は共晶炭化物が著しく析出してをり、これ以外の部分は一様に共析組織のみである。而して例えば A, B 或は C の部分に於ける共晶炭化物の析出は Blow hole の兩側よりも下位の方に著しく、こゝでは析出している所とない所との境界は顯微鏡的に線を引いた様に判然としていて、丁度白銑組織を象徴した様に見える點に注意を要する。No.3 ではこの様な事は認められない。

次に C 及 P の配合成分を次の如く變化し、冷却速度、10°/10min 一定として試験した所、極く概略的には C 及 P の平均含有量が多い方が上記 No.4 につき略述した共晶炭化物の偏析が著しくなつてゐる。

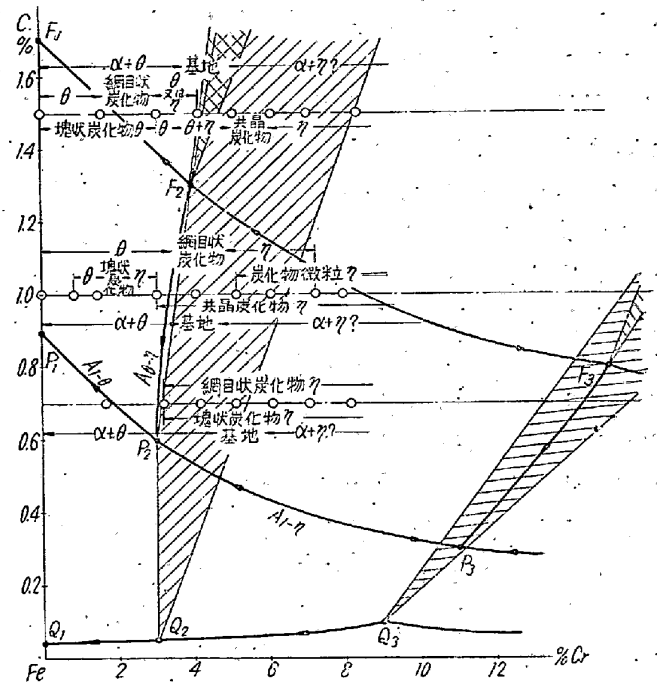
以上述べた如く軸受鋼の C 1.0, Cr 1.5% の組成のものでも、凝固區間を約 2¹/₂ h 程度かゝつて極く徐冷凝固させたものは異常偏析をなす、即ち一般に殆どすべての基地は共析組織を示し、この共析成分と平均成分との差に相當するものが白銑の如き共晶組織を呈して Blow hole 又は鋼塊頂部周縁部の側下方に局部的に集積する、かゝる偏析部より分析試料を注意して採取し分析した結果の中で最も高い値は

1) 出口, 鐵と鋼, 38 (昭.27), 406,

C	P	Cr
2.20	0.30	2.28

であつて、これが軸受鋼が凝固の際偏析し得る極限と考えられる。この偏析部のガス分析値は他と大差がない。

かゝる共晶炭化物の偏析析出する機構はまだ判然としない點もあるが、熔鋼が凝固終止温度に近づくに従い、熔鋼に対する固溶限低下により放出されたガスが熔鋼の粘性増大の爲に浮揚しきらずに懸垂している空洞へ、上記成分程度に迄偏析濃化した残液が流れ込んで空洞の底部に凝固したものと考えられる。軸受鋼々材の現場製品の顯微鏡検査に於て、稀にP等不純物多く且湯が荒れていたものに於ては、鋼片の芯部に粗大炭化物と Blow hole とが著しく多く混在しているものがある事があつたが、これは上記實驗結果と軌を一にするものと考えられる。



第 2 圖

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
No. 4	配合 分析	1.0	<0.35	<0.60	0.010	<0.030	1.5	0.22	0.10
		0.96	0.27	0.52	0.025	0.019	1.56		
No. 5	配合 分析	1.0	<0.35	<0.60	0.040	<0.030	1.5	0.14	0.08
		0.93	0.25	0.45	0.059	0.019	1.62		
No. 6	配合 分析	1.2	<0.35	<0.60	0.010	<0.030	1.5	0.17	0.09
		1.14	0.25	0.49	0.027	0.021	1.65		
No. 7	配合 分析	1.2	<0.35	<0.60	0.04	<0.030	1.5	0.13	0.11
		1.17	0.24	0.48	0.077	0.021	1.62		

III. Fe-Cr-C 系平衡状態圖と小鋼塊の凝固組織とのずれ

従來軸受鋼の炭化物に關しては Fe-C-Cr 系平衡状態圖に準據して論じて來たが、現場製品に於ける諸反應はかゝる平衡状態圖より可成りずれると思われるので、試験用 8kg 鋼塊芯部の凝固組織と Fe-C-Cr 系平衡状態圖とを比較對照した。

先ず軸受鋼と同じC量に於て Cr の影響を見る爲に、C1.0% にして Cr を 0~8% 間で 1% 毎に變化し、次に C0.7 及 1.5% に於ても同様に Cr 量を變化した 8kg 鋼塊を研究用高周波爐によつて熔製した。次にこれらの頭部に近い方の横斷面に於て比較的芯部の所を研磨し (i) 5% 硝酸アルコール溶液で基地が着色する迄腐蝕 (ii) 赤血鹽のアルカリ溶液で 50°C にて約 4min 迄腐蝕 (iii) ピクリン酸ソーダで約 14min 迄煮沸して、基地、net-work、塊状炭化物、共晶等の腐蝕狀況を詳

細に検討し、凝固状態に於ける炭化物の生成狀況を Fe-C-Cr 系平衡状態圖と比較して第 2 圖に示した。これによれば共晶炭化物は、平衡状態圖によれば、C1.0% では約 8% 以上、C1.5% では Cr 約 3% 以上でなければ晶出しませんが、8kg 程度の鋼塊に於てさえ、前者では Cr 約 3%、後者では Cr 約 2% に於てすでに晶出しその間 Cr 約 5 及 1% のずれがあり、平衡状態圖の各相境界線を一定量だけ平行に移動して考える譯にも行かない事を知る。かくの如き小鋼塊に於てさえもその凝固組織等の變化を定量的に考察しなければならない時は平衡状態圖とのずれに豫想以上の考慮を拂わなければならない。

IV. 粗大炭化物の各種腐蝕液による腐蝕狀況

軸受鋼材に現われる粗大炭化物の本性を究明する爲に (i) 現場より送附されたる顯微鏡検査用試料 (燒鈍) の中、粗大炭化物の特に多いものにつき、燒鈍のままのもの

の及びこれを 1070°C×1h 加熱水冷したものを、(ii) 試験熔解した 8kg 鋼塊の中、C と P とを相互に変化したもの數種につき、鑄造のままのもの及びこれを 1070°C×1h 加熱水冷したものと如く多數の試料について、硝酸アルコール腐蝕、常溫及約 50°C に於ける赤血鹽アルカリ溶液腐蝕、ピクリン酸ソーダ煮沸を特に長時間運行つて、腐蝕状況を詳細に考察した。

これらの結果色々の事が知られたが、例えば 5% 硝酸アルコールで約 6h 腐蝕すると粗大炭化物中に微粒の現われるものがある。これは寧ろ粗大炭化物中の腐蝕され易い異相部分が腐蝕されて小さな孔が開いたものゝ様である。赤血鹽の温アルカリ溶液によつては約 1min 腐蝕では粗大炭化物は僅かに着色した程度で均一に見えるが、約 4min 腐蝕では粗大炭化物の着色濃度そのものは變らないがその全面に茶褐色微粒が現われて来る。又ピクリン酸ソーダで長く煮沸すれば、焼鈍試料に於ては粗大炭化物は着色しないがそれは大小様々の炭化物粒の集合體である事を示し、而も鑄造試料に於ては粗大炭化物を構成する各炭化物粒には少しく着色する粒と全然しない粒とあり、又それらの中同一粒でも場所により着色度が少しく異なる點より考えれば、粗大炭化物は Cr 固溶量の異なる大小炭化物粒の集合體で、これらはそれぞれの核を中心として生成したものであるが、通常はそれらの各炭化物粒界が現われないものと考えられる。

第 3 報 軸受鋼のリングの壓壊値並にそれらに及ぼす不純物の影響等について

I. 緒 言

軸受鋼に含まれる不純物がその性質特にリングの壓壊値に及ぼす影響を主として熔解原料の立場から調査し、次にリングの壓壊試験に代用するに平試験片の壓折試験を以てする爲の検討をなし、最後にリング壓壊値に及ぼす鋼片鍛延法等の影響につき少しく検討した。

II. 溶解原料の影響

試験用高周波電氣爐を用いて 20kg 鋼塊を熔製し、これを 50mmφ (鍛練係數約 5) に鍛伸して不純物と球狀化焼鈍硬度及リング壓壊値との關係を調査した。熔解原料としては下記の如く工場内巡環スクラップと純粋アームコ鐵とを用いた。

使用原料	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
スクラップ	0.38	0.2	0.5			1.11	0.49	
アームコ鐵	0.05	0.03	0.08	0.003	0.015	—	—	0.02

試料の成分は第 1 表の通りである。

粒狀化焼鈍後の顯微鏡組織は、No. 1 は炭化物比較的粗粒にして縞狀に分布、No. 2 は炭化物の分布均一にして粒狀化も良好であり、焼鈍硬度は No. 2 の方が C 若干高きにも拘らず少しく低い。鍛造により標準リング (外径 80×内径 60×高さ 20mm) を作製し 850°C 油焼入 150°C 焼戻後壓壊試験を行つた結果は次の通りであつて純粋なアームコ鐵を原料としたものが壓壊値は大きい。

No.	硬 度 IIRC		壓 壊 値 kg	
	焼 入	焼 戻	測定値	平均 値
1	65.2	63.1	3850	3600
	65.2	63.3	3350	
	65.0	63.0	3600	
2	64.3	62.5	4650	4460
	64.3	62.5	4350	
	64.0	62.5	4370	

III. N, Ni, Cu, Sn, As, Pb の影響

上記熔解原料による影響が主として何に基因するかを検討する爲にアームコ鐵に N, Ni, Cu, Sn, As, Pb を加えて人為的に汚染せしめて比較した。

1) N の影響

窒化電解 Mn 又は窒化フェロクロムを N の母合金として使用し、約 0.003~0.025% 間の N 量の影響を前後 3 回試験したが、それからの結果は必ずしもすべて一致してはいない。然しそれらを綜合して考察すると、N が増す程、焼鈍硬度は少しく大となり、熱処理後のリングの壓壊値は一元的の影響は認め難いが概して少しく低下の傾向を示すものゝ様であり、顯微鏡組織に於てもこの程度の N 量の變化では焼鈍、焼入焼戻後共に餘り變化は認め難い。参考の爲に第 3 回試験結果の平均値を示せば第 2 表の通りである。

2) Ni, Cu の影響

Ni, Cu 各約 1% 迄の影響をこれも前後 3 回試験したが、それらの結果は又必ずしもすべて一致してはいない。然しそれらを綜合的に考察すれば、變態點は Ni の増加により判然と低下し Ni 約 1.0% で Ac 約 20°C 下り、Cu の増加によつては 1.0% 程度迄は餘り判然とした低下は認め難い様である。球狀化焼鈍後の硬度は、

第 1 表

No.	化 學 成 分 %								ガ ス 量		變 態 點 °C		使用原料
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	O	N	Ac	Ar	
1	1.00	0.24	0.48	0.038	0.038	1.43	0.45	0.23	0.0049	0.0092	741~779	664~693	スクラップ
2	1.02	0.13	0.57	0.014	0.031	1.57	0.07	0.17	0.0053	0.0035	745~770	685~710	アームコ鐵

第 2 表

No.	化 學 成 分 %						ガス%	變 態 點 °C		燒 鈍 硬 度ブリネル	燒 戻 硬 度 HRC	壓 壊 値 kg
	C	Si	Mn	P	S	Cr		N	Ac			
1.	1.06	0.21	0.57	0.010	0.011	1.51	0.0030	745~797	710~667	166	63.3~64.3	5000
2	1.08	0.20	0.51	0.011	0.012	1.67	0.0078	739~785	692~670	170	62.7~63.5	4045
3	1.07	0.21	0.43	0.010	0.012	1.61	0.0121	774~793	700~672	174	63.2~64.2	3890
4	1.09	0.21	0.46	0.012	0.012	1.63	0.0165	745~786	700~670	174	63.7~64.4	3800
5	1.07	0.23	0.40	0.011	0.010	1.59	0.0268	737~790	690~657	179	64.0	3760

(壓壊試験は 840°C×15min 油焼入, 160°C×1hr 戻して行つたが, 焼戻硬度を今少しく下げれば壓壊値は全般的にもつと高くなるが, 相對的の比較はこれでも見られる。)

Ni, Cu 何れの増加によつても増加する。リングの壓壊値及平試験片(平 10×20×長 55mm, 壓折試験に於ける兩支點間距離 40mm)の抗折力は, Ni の増加によつて若干増加するものもあるが一元的の變化傾向は認め難い様であり, Cu の増加によつては若干減少するが或は一元的の傾向は認め難い様である。

3) Sn, As Pb の影響

Sn, As, Pb 各約 0.1% 程度迄の影響をリングの壓壊値及び平試験片の抗折力に於て検討した所, リングの壓壊値は, Sn, Pb の増加によつては若干低下する場合もあるがそれ程判然とせず, As によつては殆ど一元的の變化はないが或は若干増加の傾向さえ認められる場合がある。今参考の爲に測定結果の一例を示せば第 3 表の通りである。

IV. リングの壓壊値と平試験片の抗折力との關係

軸受鋼の試験に於てリングの製作が中々面倒であるので, リングの壓壊値と共に平 10×20mm 試片の壓折試験を次の場合何れも平行して行つて兩試験値の關係を求め, 以てリングの壓壊試験を平試験片の壓折試験で置換すべく検討した。これら及び後述の諸試験はすべて同一チャージにつき行ふのが理想的であるが, 試験が相當長年月にわたつて行われたので各試験毎にチャージが異つていたので供試鋼片の化學成分及寸法を第 4 表に示す。

1) リング及平試験片を削出して作製した場合

平試験片は鋼片の中心に關しリングの肉厚部と同じ位置に於て壓延方向に削出した。

(i) No. 1, 2 (現場にて完全燒鈍)につき, 850°C 油焼入後焼入のままより 300°C 迄の各温度に燒戻して試験。

第 3 表

No.	化 學 成 分 %									燒 戻 硬 度 HRC	壓 壊 値 kg	撓 み mm
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Sn	As	Pb			
1	1.07	0.13	0.44	0.010	0.017	1.37				62.9~63.2	5000	1.15
2	1.05	0.21	0.42	0.007	0.023	1.48	0.02			62.8~63.0	4730	1.15
3	2.04	0.17	0.45			1.47	0.068			62.8~63.8	4530	1.20
4	1.05	0.21	0.51	0.008	0.018	1.52	0.1			62.8~63.4	4220	1.40
5	1.09	0.19	0.48	0.008	0.027	1.43		0.02		62.5~63.3	4770	1.23
6	1.07	0.20	0.52	0.008	0.024	1.39		0.05		63.0~63.9	4700	1.09
7	1.09	0.21	0.48	0.008	0.026	1.43		0.10		63.1~63.2	5060	1.40
8	1.06	0.20	0.52	0.007	0.022	1.47			0.04	62.9~63.2	4910	1.03
9	1.07	0.22	0.53	0.007	0.024	1.53			0.08	62.7~63.4	4905	1.30
10	1.09	0.21	0.50	0.008	0.022	1.53			0.14	63.4~63.6	4800	0.93

第 4 表

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	寸 法
1	0.96	0.21	0.42	0.026	0.013	1.41	0.23	0.23	φ100mm 壓延材
2	1.03	0.25	0.33	0.027	0.013	1.36	0.18	0.20	〃 〃
3	0.99	0.24	0.30	0.021	0.012	1.56	0.12	0.19	φ90mm 〃
4	1.01	0.26	0.30	0.013	0.011	1.44	0.36	nil	φ100mm 〃
5	0.95	0.19	0.39	0.013	0.024	1.35	0.17	0.17	φ150mm 〃
6	0.96	0.26	0.42	0.029	0.015	1.61	0.34	0.30	φ135mm 〃
7	1.00	0.27	0.50	0.018	0.010	1.45	0.20	0.23	φ125mm 鍛鋼材
8	0.93	0.21	0.43	0.016	0.022	1.25	0.21	0.21	〃 〃
9	1.06	0.29	0.35	0.023	0.016	1.24	0.15	0.22	〃 〃
10	0.97	0.21	0.43	0.016	0.018	1.30	0.07	0.14	φ135mm 壓延材
11	1.02	0.22	0.33	0.016	0.016	1.34	0.07	0.10	〃 〃
12	0.97	0.24	0.39	0.020	0.016	1.33	0.17	0.30	〃 〃
13	1.15	0.36	0.36	0.023	0.025	1.30	0.10	0.16	φ150mm 鍛鋼材
14	0.95	0.19	0.39	0.013	0.024	1.35	0.17	0.17	φ115mm 壓延材
15	1.08	0.26	0.39	0.018	0.011	1.30	0.29	0.14	φ150mm 壓延材
16	0.93	0.35	0.32	0.028	0.024	1.44	0.19	0.15	φ135mm 〃
									φ105mm 〃

(ii) No. 3 (完全焼鈍) につき、810~870°C 間で油焼入後すべて 150°C 焼戻して試験

2) リング及平試験片を鍛造して作製した場合

No. 4 を一旦、φ50mm に鍛伸、次に所定試片を鍛造によつて作製

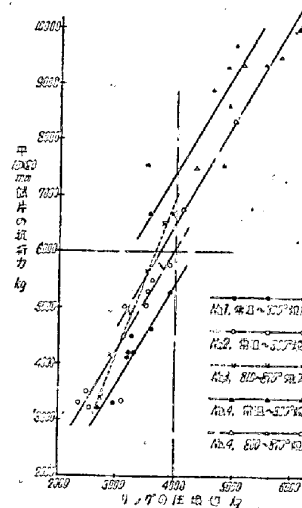
(i) 840°C 油焼入後 300°C迄の各温度に焼戻して試験。これによればリングの壓壊値は焼戻温度 100°C 以下では 3000~3500kg であるが、125°C で急増して 4500~5000kg を示す。これは焼入によつて生じた脆い α マルテンサイトがこれよりも靱い β マルテンサイトに變化した爲である。更に焼戻温度が上昇すると約 250°C 附近で壓壊値が少しく低下するがこれは残留オーステナイトのマルテンサイト化の爲であろう。而してこの温度以上では β マルテンサイトが分解してトルースタイトに變化し始めるので再び壓壊値が急増する。かゝる焼戻温度による顯微鏡組織的變化はリングの壓壊する迄の負荷直徑方向の最大撓みの變化によつて明瞭に表わされる。平試験片抗折力は概略的にはリングの壓壊値と同じ變化傾向を示す。

(iii) 800~870°C 間で油焼入後すべて 140°C 焼戻して試験。

今リングの壓壊値 P kg と平 10×20mm 試験片の抗折力 Q kg とを兩軸として図示すれば以上の諸實驗結果は第 3 圖の通りであり、理論的に推定し得る如く、兩者間に次の直線關係が成立する。

$$Q = 1.97 P - 1556$$

これにリングの壓壊値の規格下限 P = 4000kg を代入すれば Q = 6324kg となるが、リングの壓壊値は製品検査に於て HRC 63 以上の時は中々出難い點を考慮して若干加減する事とし、リングの壓壊値の規格に置換するに



第 3 圖

「平 10×20mm 試験片の抗折力 (兩支點間距離 40mm) 6000kg 以上」を提唱する。

V. リングの寸法とその壓壊値との關係

No. 5 (完全焼鈍) より、リングの外徑×内徑×高さ (mm) に於て 125×105×20~40×20×20 の各種寸法のリングを削出し、850°C 油焼入 150°C 焼戻後試験した壓壊値を理論的壓壊値と比較した所、極く概略的には相似的變化傾向を示した。

VI. リングの壓壊値に及ぼす鋼片鍛延法等の影響

1) No. 6 につき試験した結果によれば、鍛造リングの壓壊値は削出しリングのそれに比し外徑 80×内徑 60×高さ 20mm では約 13%、外徑 130×内徑 110×高さ 20mm では約 11% 大なる値を示した。

その他略

4) 鋼片のマクロ組織とこれより削出したリングの壓壊値との間には関係がありそうに思われ数チャージにつき試験したが、これらではマクロ組織が異ると同時に他の条件(例えば化學成分)も異つていたので、この関係が判然としなかつた。然し No. 15, 16 につき、同一チャージであつてもマクロ組織の相當異なる鋼片を得たのでこれについて試験した結果、リングの壓壊値はマクロ組織のデンドライトの粗い方が大きいとか又は差がない様である。

(14) Ni-Cr-Mo 鋼の焼入焼戻性能について

株式会社神戸製鋼所 工 西 原 守
谷 藤 彌壽生
牧 岡 稔

Mn-Cr 系低合金鋼の焼戻性能に關してはその大要をすでに鐵鋼協會第 43 回、第 44 回講演大會において發表し、この系列の低合金鋼に關しては、P 含有量と高温焼戻脆性との間には一次的な關聯性が認められ、P 含有量が多くなるに従つてその脆性は著しくなる様である。この脆性を回復せしめるには、Mo の添加が最も顯著な効果を有し、實用範圍の化學成分では $Mo\%/P\% \approx 10$ 程度含有せしむることにより事實上高温焼戻脆性は認められなくなる。今回は更に同様な實驗を比較的使用頻度の多い Ni-Cr 鋼 (SNC80—DIN1662) 及びこれと置換し得る Ni 節約 Ni-Cr-Mo 鋼 (DIN17200) について行つたのでその結果を報告する。

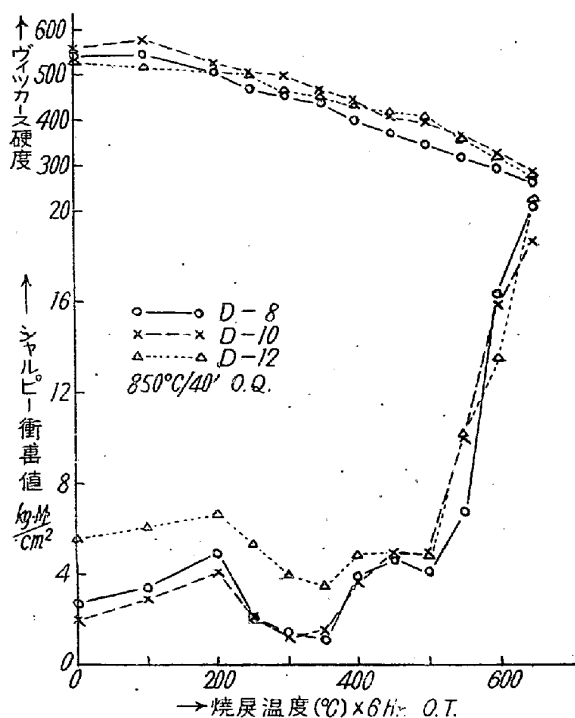
(1) 供試材 供試材は何れも 100KVA 高周波誘導電氣爐で熔製した 80kg 丸型鋼塊で 15mm 角に鍛伸後焼準、焼戻處理を行い、試験に供した。供試材の化學成分は第 1 表の如くである。

實驗に供した鋼種は DIN 1662 に相當する VCN35h (D-8), 更に DIN1662 の代用として第 2 次世界大戰後決定された Ni の節約を主目的とする DIN 17200 の 36Cr Ni Mo 4 (D-10), 34 Cr Ni Mo 6 (D-11), 30

Cr Ni Mo 8 (D-12) の 4 種であり、VCN35h (D-8) は舊 JES SNC80 にも相當する。特に DIN 17200 は從來本邦で考えられて來た Ni:Cr=3:1 なる含有比率ではなく、1:1 の比率で使用されている。

(2) 焼入性能 各試料についてジョミニ一端焼入試験を實施しその焼入性能を比較検討した。その結果は D-11, D-12 は充分に D-8 の焼入硬化能を上廻り、舊 JES SNC Mo100 の焼入硬化能と殆んで同一である。D-10 は Ni, Cr が 1% 宛で可成り Ni 量が節約されているにも拘らず添加 Mo の効果が大きいため D-8 と略同一の焼入硬化能を有する。

(3) 焼戻軟化抵抗及び焼戻脆性 各試験材の焼戻性能については豫め JIS. 標準シャルピー衝擊試験片に加工した試料について、 $Ac_3+50^\circ C/40'$ O.Q. 後 0~650 $^\circ C$ の各温度に 6hr 焼戻後油冷を行い、約 48hr 経過してシャルピー衝擊試験を行つた。結果は第 1 圖の如く D10~D12 は Mo を含有する關係上焼戻軟化抵抗も D-8 に比べて高く従つて同一焼戻硬度を基準とした場合



第 1 圖 焼戻性能

第 1 表 供試材の化學成分

符號	鋼種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ac_3 ($3^\circ C/min$)
D-8	VCN35h(SNC80)	.30	.28	.60	.036	.012	3.02	.79	—	783 $^\circ C$
10	36CrNiMo4	.34	.29	.66	.038	.013	1.07	1.01	.20	797
11	34CrNiMo6	.28	.28	.60	.038	.009	1.57	1.47	.21	802
12	30CrNiMo8	.28	.25	.61	.035	.013	1.94	1.82	.31	803