

Fig. 1 クリープ試験片

空管等の比較的寿命の短い部品を必要としないので、長時間故障無しに運転出来る事及び温度の設定が一個のダイヤルの調節のみで行えるので、操作極めて容易である。他の2台は白金抵抗線の抵抗変化をブリッジ方式により検出し、一定の抵抗を加熱炉回路に挿入、或いは抵抗を短絡せしめ温度制御を行う方式である。此の方法は温度調節が前者より正確な特徴を有するが、真空管（平均寿命7000時間の特殊管を各セットに付1個）、水銀スイッチ等の定期的交換を必要とする欠点を有する。兩者共温度調節の精度 $\pm 1^{\circ}\text{C}$ 、連続10000時間使用出来る如く各部品の設計製作に考慮を払った。

温度の測定は C. A. 熱電対を使用し、常時電子管自動平衡電位差計式記録計に温度を記録せしめ、精密なる測定は電位差計により測定を行う。試験中の C. A. 熱電対の劣化を考慮して、随時交換可能なる如く熱電対挿入口を設けた。温度測定は試験片取付前に、予め試験片と同形の温度分布測定片により炉内温度分布並びに温度の設定を行い充分平衡状態にした後、試験片と交換する。試験片は平行部上下2点の温度を試験中一定の時間毎に測定を行う。

熱電対零接点は総て氷点を用い、氷の細粒を充填した魔法瓶を冷蔵庫内に置いて、氷点温度の保持時間を長くした。

(4) 電源電圧調節装置

電源としては220V電源を取っているが、最大 $\pm 20\text{V}$ の変動があるので、誘導電圧調整機を用いて電圧調節を行う方法を採用した。調節感度は $200\text{V} \pm 2.5\text{V}$ の範囲で可能である。停電対策としては専用配電線を設け、停電時は自家発電設備により直ちに切替供給される如く設備した。

III. 試験片の形状

クリープ試験片の形状を Fig. 1、クリープ破断試験片の形状を Fig. 2 に示す。(Fig. 2 は紙面の都合上省略講演会場にて掲示)

IV. クリープ試験装置の仕様

本試験装置の仕様を以下に述べる。

容量: 3t

クリープ試験 $< 23.0\text{kg/mm}^2$

クリープ破断試験 $< 93.5\text{kg/mm}^2$

伸測定: 1/1000mm

温度: $400^{\circ}\sim 800^{\circ}\text{C}$ に於いて $\pm 1^{\circ}\text{C}$

試験時間: 10000時間

(71) 耐熱鋼の研究 (X)

LCN-155 における N, Cb の影響

S-816 における Cb の影響

Study on the Heat-Resisting Steels (X). (Influences of N & Cb on LCN-155, Influences of Cb on S-816)

日本特殊鋼 K. K. 試験課長 工 出口喜勇爾

I. 緒言

筆者はさきに「耐熱鋼の研究 Ⅱ」¹⁾のなかにおいて、19-9DL 類似、Timken 16-25-6、LCN-155 (Cb 含まず) の各種熱処理後の硬度、高温機械的性質、高温クリープ強さ(短時間法)におよぼす N 約 0.13% 添加の影響について研究報告し、また「耐熱鋼の研究 K」²⁾においては、特に Timken 16-25-6 におよぼす N の影響を電子顕微鏡的考察とあわせて研究報告した。ところで LCN-155 や S-816 はガスタービンあるいはジェットエンジン用耐熱材料として現在工場において大容量の製造研究が行われているので、これの N, Cb の影響につき試験した結果をつぎに報告する。

II. 試料

研究用高周波電気炉によつて 8kg 鋼塊を熔製した。その化学成分を第1表に示す。LCN-155 の N 含量の変化は窒化フェロクロムの添加によつた。S-816 類似は S

第1表 試料の化學成分

系	No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	W	Mo	Co	Cb	N
LCN-155 (N)	1	0.12	0.60	1.67	0.023	0.033	19.71	19.62	3.83	2.79	19.25	—	0.014
	2	0.11	0.48	1.62	0.020	0.024	20.40	19.88	2.22	3.28	19.25	—	0.076
	3	0.12	0.34	1.61	0.023	0.030	20.18	19.36	2.28	2.86	19.45	—	0.130
	4	0.10	0.49	1.65	0.023	0.040	20.27	19.88	2.28	2.89	19.54	—	0.156
	5	0.10	0.52	1.58	0.023	0.028	19.71	20.02	2.34	2.92	19.54	—	0.180
LCN-155 (Cb)	6	0.16	0.61	1.47	0.018	0.023	19.74	20.36	2.01	2.50	20.50	—	—
	7	0.18	0.59	1.55	0.016	0.018	19.57	20.16	2.44	2.44	20.35	1.0	—
	8	0.17	0.52	1.56	0.018	0.028	19.65	19.94	2.09	2.78	20.56	0.5	0.12
	9	0.16	0.50	1.48	0.019	0.013	19.48	19.87	2.24	2.81	20.41	1.0	0.12
	10	0.19	0.52	1.54	0.018	0.026	19.45	20.28	2.24	2.61	20.41	2.0	0.12
S-816 (Cb)	11	0.49	0.37	0.62	0.018	0.026	18.75	19.04	3.85	2.57	42.00	—	—
	12	0.52	0.45	0.56	0.011	0.042	18.41	18.21	3.89	2.38	41.90	1.0	—
	13	0.44	0.57	0.62	0.011	0.032	18.47	18.34	4.17	2.41	41.10	2.0	—
	14	0.42	0.55	0.63	0.011	0.043	17.75	18.07	4.17	2.41	41.00	4.0	—
	15	0.42	0.58	0.63	0.011	0.018	17.76	17.78	3.73	2.44	40.00	6.0	—
S-816 類似	16	0.42	2.15	1.54	0.16	0.029	19.55	19.47	—	3.51	41.30	—	—
	17	0.44	2.24	1.53	0.11	0.032	18.67	18.34	—	2.70	39.20	4.0	—

(Cb は配合成分)

-816 よりも Si, Mn が高く W を含有していない。これは外国製ジェットエンジンの動翼の見本を分析したところ、このような成分のものも使用されていたので、参考のためにその Cb の影響をも検討したのである。

III. 試験方法および試験結果

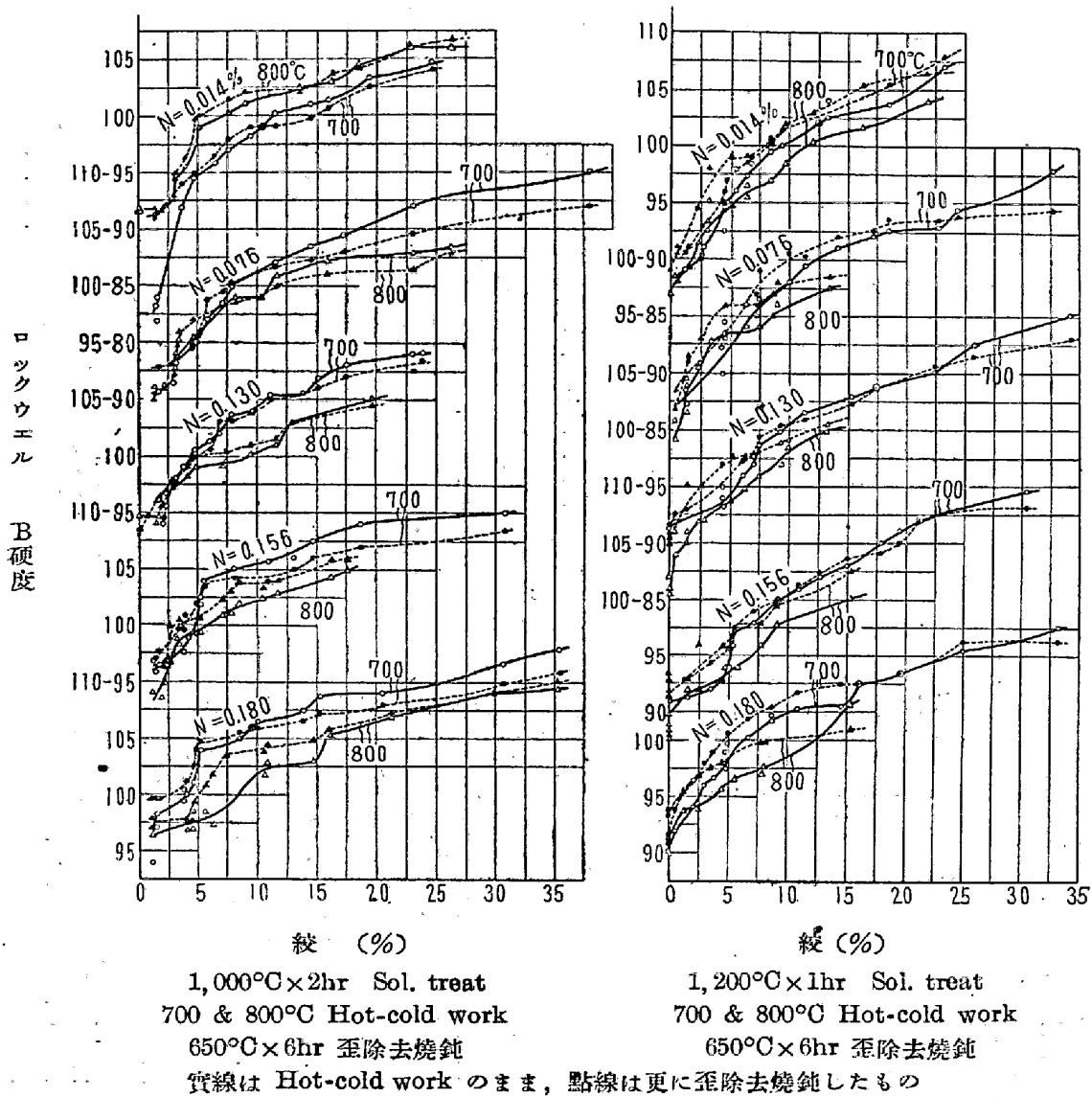
(1) LCN-155 の試料 No. 1~10 につき Hot-cold work の試験結果におよぼす N, Cb の影響を報告する。これには熔製した 8kg 鋼塊を $\phi 20\text{mm}$ に鍛伸し、いずれも $1,000^\circ\text{C} \times 2\text{hr}$, $1,100^\circ\text{C} \times 2\text{hr}$, $1,200^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$ Sol. treat 後、これをつぎのごとき試験棒に旋削仕上げた。すなわち引張試験棒における平行部に相当するところは $\phi 9 \rightarrow \phi 15\text{mm}$ のテーパがつけてあり、試験棒に一定荷重をかけた場合この間の各断面においては、単位面積当りの荷重が連続的に変化するようにしてある。これを高温引張試験用チャックにとりつけ、700 および 800°C に 15min 保持後、予備試験によつて定めた適当な荷重をこの温度にて 10min かけておき、つぎに荷重を外して試験棒を空冷し、負荷前にマークした各標点位置における直径を測定してその絞と単位面積当りの荷重との関係を求めた。つぎにこれらの試験棒の、空冷したまゝおよびさらに $650^\circ\text{C} \times 6\text{hr}$ 加熱歪除去焼鈍を行った後における各標点位置の硬度および顕微鏡組織を調べ、これによつて Hot-cold work の程度すなわち絞と加工硬化の程度すなわち硬度および顕微鏡組織との関係を求めた。

このようにして測定した結果の 2, 3 をあげればつぎのとおりである。すなわち単位面積当りの荷重対絞の関

係においては一般的に、 700°C で Hot-cold work するときは、Sol. treat された温度が高い方が曲線が上向く傾向（単位面積当り同一荷重でもよく絞れる。すなわち加工されやすいこと）にあるが、 800°C で Hot-cold work するときは Sol. treat の温度の影響はほとんど認められない。またこれにおよぼす N の影響としては、 700°C で Hot-cold work するときでも 800°C で Hot-cold work するときでも、Sol. treat の温度にかゝらず N の増加により上記曲線は下向く（単位面積当り同一荷重でも加工されにくくなること）かまたはあまり影響が認められないが、 $1,200^\circ\text{C}$ で Sol. treat されたものは特に N の影響が認められなくなっている。

つぎに絞対硬度の関係であるが、その一部を第 1 図に示す。一般的に 700°C で Hot-cold work するときには上記曲線は 800°C におけるそれよりも上方にある（加工程度等しくとも硬化されやすい）が、この関係は $1,000^\circ\text{C}$ で Sol. treat したものでははつきりし $1,100$, $1,200^\circ\text{C}$ で Sol. treat したものでは認め難くなっている。またこの関係におよぼす N の影響であるが、 700°C で Hot-cold work する場合には、N の増加により約 0.13~0.15% までは上記曲線が上向く割合（同一加工度における硬度増加率）が著しいが、それ以上では緩慢となる。 800°C で Hot-cold work する場合には、Sol. treat した温度が高ければ N 多くともかゝる硬度増加率は著しい。

なお Hot-cold work 後歪除去焼鈍すれば、硬度がつねに低下するとは限らず増加する場合もあるのは、析出



第 1 圖

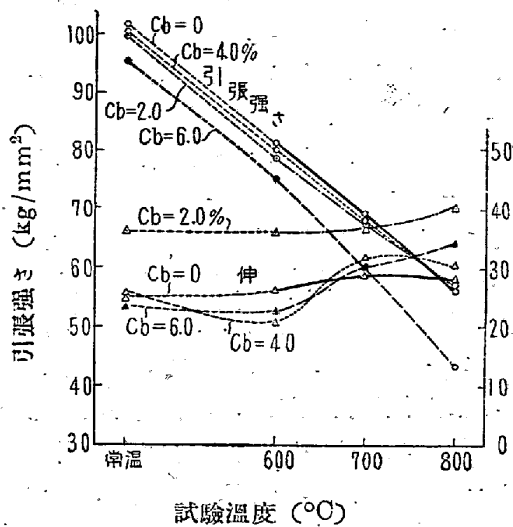
硬化によるものと考えられる。

(2) なお No. 6~10 については 1,000~1,200°C に Sol. treat する時間、および 1,000°C×10hr, 1,100°C×5hr, 1,200°C×5hr 加熱試料を 600~900°C に Ageing する時間の影響を調べ、つぎに 1,100°C×5hr 空冷後 800°C×10hr 空冷および 1,200°C×3hr 空冷後 800°C×10hr 空冷の両者につき 800°C までの温度における高温機械的性質を測定して Cb の影響を検討した。その結果によれば、No. 6 に比しこれに Cb のみを 1.0% 添加した No. 7 はその高温引張強さが特に低温側において低く、Cb とともに N を添加した No. 8~10 の強さは No. 6 と同等あるいはそれ以上となり、Cb 0.5~2.0% 添加の影響はあまり判然と出ない。

(3) LCN-155 において N を 0.12% 配合の際は、Cb の添加が約 1.0% までは炭化物あるいは介在物の樹

状晶的析出がわずかに認められるに過ぎないが、2.0% に増すときはかゝる析出物が増加するのみならず铸造組織の樹間部析出物が共晶の様相を帯びて鍛延性を阻害するので、LCN-155 の標準成分が Cb 1.0% となっているのはこの点からも当を得たことである。ところが S-816 においては C% が高いために、Cb 1.0% の添加でも樹枝状に共晶がかなり析出し、Cb が増すときはその自乗の割合で共晶組織が増し、標準成分の Cb 4.0% では検鏡した場合の平面面積で 1/5~1/6, Cb 6.0% では 1/3~1/4 は共晶組織で占められており、S-816 類似のごとく Si の高いものではこれが更に著しい。

(4) S-816 の No. 11~17 については前項 (2) と同様にして Sol. treat および Ageing の影響を試験した後、1,200°C×3hr 空冷後 800°C×10hr 空冷および 900°C×10hr 空冷の試料につき、それぞれ 800 および



S-816 1200°C×3hr 空冷 800°C×10hr 空冷
第 2 圖

900°C までの温度における高温機械的性質を測定した。前者の試験結果の 1 例を第 2 図に示す。No. 11 に比しこれに Cb を 1.0% 添加した No. 12 はその高温強さが低温側において高いのは C の影響ではないかと検討中である。Cb を 2.0, 4.0% と添加しても高温強さはほとんど変わらず、6.0% 添加するとかえつて高温側において強さが低下しており、この関係は S-816 類似の No. 16, 17 においてもはつきりと認められる。

文 献

- 1) 鐵と鋼, 38 (昭 27), 95, 133.
- 2) 鐵と鋼, 38 (昭 27), 935.

(72) 球状黒鉛鑄鐵に関する基礎的研究 (VI)

(黒鉛球状化に及ぼすスケール添加の影響)
Fundamental Studies on Spheroidal Graphite Cast Iron-VI (Influences of the Addition of Mill Scale on the Formation of Spheroidal Graphites in Cast Iron)

京都大學工學部教授 工博 森 田 志 郎
" 助教授 ○工 尾 崎 良 平
" 助手 工 森 脇 昭 吾

I. 緒 言

本研究の第 5 報においては、Ti が鑄鐵の黒鉛球状化に対して妨害作用をするが、Ti 含有量が増加しても Mg 含有量が増加すれば黒鉛球状化が行われるという傾向が認められた。又第 4 報 (本協会第 46 回講演大會に於い

て発表) に於いて、熔銑をソーダによつて処理すれば、Ti 含有量が比較的多い場合 (ソーダ灰処理前 Ti 0.160%, 処理後 0.108%) でも黒鉛球状化を容易にする傾向があることを述べたが、この場合に Ti がソーダ灰により多少酸化されて除かれることも亦無視できない現象である。

球状黒鉛鑄鐵を Mg 処理によつて作る場合に、原料銑の酸化程度によつてどの様に黒鉛の球状化に対して影響があるかという事については余り研究されていないので、先ず熔銑にスケールを種々の割合に添加した後 Mg 処理を行い黒鉛球状化に及ぼす影響について研究することとし、更にスケール処理をした熔銑にソーダ灰処理を施した後 Mg 処理を行つて、酸化された熔銑を Mg 処理した場合の黒鉛球状化の変化に対するソーダ灰処理の影響を調べた。

II. 實 験 方 法

1) これまでの実験において、不純成分少く、且球状化し易いと認められたスエーデン銑 (S 銑) を用いて、これに酸化剤としてハンマー・スケールを種々の割合で添加し、スケール添加による黒鉛球状化に及ぼす影響を調べた。即ち S 銑約 600gr をアランダムセメントを内面に塗布した No. 3 黒鉛ルツボを用いて熔解し、約 1400°C にてスケール (42 メッシュ以下に砕いて使用する) を種々の割合で添加し、約 1400°C で 10 分間放置反応させた後、Fe-Si を加えて Si 含有量を 1.5~1.8% に調整して後約 1400°C で 1.2% Mg を 6 回に分けて、毎回 0.2% 宛連続的に浸漬添加 (第 4 報に発表した如く、この Mg 添加条件で S 銑及びソーダ灰処理を施した S 銑は完全に球状化する) した後、0.4% Si を Fe-Si (80% Si) で接種し、約 530°C に加熱した 3cmφ×7cm の砂型及び 5mmφ×10cm の金型に鑄造した。砂型鑄造試料は上部より約 2.5cm にて切断して顕微鏡組織を調べ、金型試料は Mg 分光分析の試料に供した。なお Mg 添加直前に約 60g の熔銑を汲出し 2cm×3cm の常温乾燥砂型に鑄造して、スケール添加により鑄造組織に及ぼす影響を調べた。なお熔銑の Si 量の調整をスケール処理以前に行い、スケール処理後 Mg 添加を行つて Fe-Si の添加時期による黒鉛球状化に及ぼす影響を調べた。

2) S 銑を用いて、スケール処理をした後更にソーダ灰処理を施し Mg 添加を行うことにより黒鉛球状化に及ぼす影響を調べた。即ち 1) の場合と同様にして S 銑にスケール処理後、Si 含有量を Fe-Si 添加により 1.8~