

LCN-155 における N, Cb の影響および S-816 における Cb の影響 (続)

(耐熱鋼の研究 第10報, その2)

出口 喜勇爾*

INFLUENCES OF N & Cb ON THE PROPERTIES OF LCN-155 AND OF Cb ON THOSE OF S-816

(Study on the Heat-Resisting Steels X-No. 2)

Kiyoji Deguchi

Synopsis: Already described in the previous report of "Study on the Heat-Resisting Steels" X-No. 1 (Tetsu to Hagané Vol. 40., No. 12, 1954, p. 1119~1127)

VIII. 高温機械的性質におよぼす Cb の影響**

1) LCN-155 における Cb の影響

No. 6~10 につき, 1,100°C×5h 空冷および 1,200°C×3h 空冷後いずれも 800°C×10h 空冷したものを, 800°C までの温度において高温引張および衝撃試験を行った。Fig. 9 はその結果を示す。

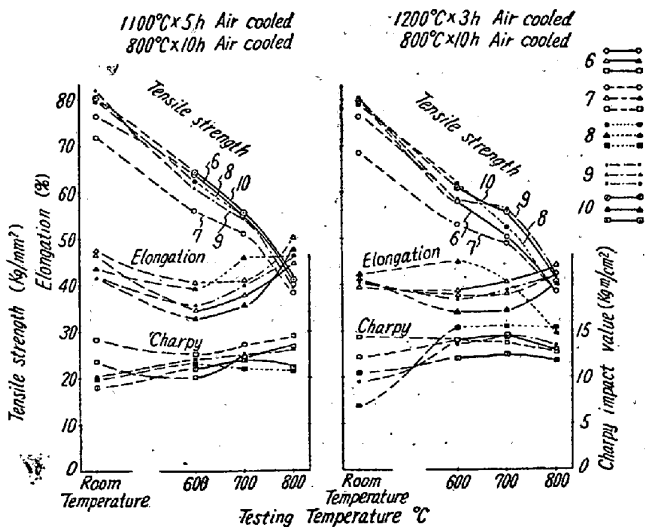


Fig. 9 Influences of Cb on the high temperature mechanical properties of LCN-155

まず 1,100°C Sol. treat. を施した試料について見れば, No. 6 に Cb のみを 1% 添加した No. 7 は明らかに常温~800°C において約 5~2 kg/mm² 引張強さが減少し伸, 衝撃値は増加しているが, これに N を 0.12% 添加した No. 8 は強さが No. 6 近くまで増加しており, さらにこれの Cb を 2% にまで増加しても Cb による一元的の影響は明瞭でない。つぎに 1,200°C Sol. treat. を施した試料について見れば, No. 6 に Cb

のみを添加した場合にはやはり引張強さが減少するがその減少する割合は低温側においてはいちぢるしく 800°C においてはほとんど認められない。しかしてこれに N を 0.12% 添加すると高温強さは No. 6 よりも少しく高い値を示すにいたるが, さらにこれの Cb を 2% まで増した場合の強さや伸, 衝撃値に関しては一元的の影響は認め難いようである。

2) S-816 における Cb の影響

1,200°C×3h 空冷後 800 および 900°C×10h 空冷の両試料につき, それぞれ 800 および 900°C までの温度における高温機械試験を行った結果を Fig. 10 に示す。

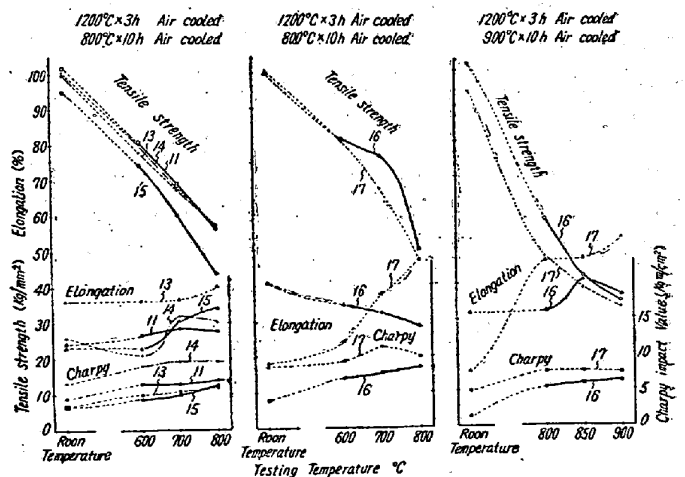


Fig. 10 Influences of Cb on the high temperature mechanical properties of S-816.

* 日本特殊鋼株式会社

** 昭 29. 12 月号 (耐熱鋼の研究第 10 報, その 1) より続く

*** 本会第 47 回講演大会 (昭 29. 4, 東京) 講演

まず 800°C 空冷試料においては Cb を約 4% 程度まで添加しても高温引張強さはほとんど変わらないが 6% になると判然と低下する。また 900°C 空冷試料 (図省略) においては Cb の影響があまり判然としないが、やはり同様の傾向を示している。しかしこれらいずれの場合においても伸、衝撃値の一元的影響は認め難いようである。なお S-816 類似についての試験結果をも同図に附記したが、Cb を 4% 添加した No. 17 は 16 に比し明らかに高温強さが低下し衝撃値は増加している。

IX. 試験結果に対する考察

1) 平衡状態図的考察

以上の諸試験結果によれば、Cb を添加すれば常温および高温強さや硬度は減少し、これにさらに N を添加すればまたもとに戻るかあるいはそれ以上となる。この原因はつぎのように考えられる。すなわち Cb は Cr, W, Mo よりも C に対する親和力がはるかに強く、Cb を添加すれば優先的に Cb は炭化物相に入る。しかし Cr, W, Mo の炭化物はオーステナイトに対する溶解度の温度による差が比較的大きいから析出硬化を起しやすく引張強さを増加させる作用をするが、Cb が炭化物相に入るとオーステナイトに対する溶解度が減少し温度による変化も少くなるから析出硬化し難く Over ageing を防ぎ、引張強さの増加にはあまり役立たないと考えられる。従つて Cb の添加量を増せば、これと結合する C が増し、析出硬化従つて強さの増加に寄与することが減少するために、Cb の増加は二次的に強さおよび硬度を減少させ、破断の際の伸を増加させる結果となるのであろう。しかし Cb のみを添加した試料に N をさらに添加すれば、N は Cb に対し親和力が強い故に Cb は主として窒化物となり従つて炭化物相に入ること少く強さや硬度がもとに戻ると考えられる。

さて本試料に現われる炭化物にはいろいろのものが考えられるが、低 C であるから主として $\kappa = (\text{Cr, Fe, W, Mo})_{23}\text{C}_6$ であろう。また Fe-Cb-C 平衡状態図⁵⁾ から推定される Cb の炭化物 Cb_4C_3 や金属間化合物 Fe_3Cb_2 が別相となつて出るには相当多くの Cb が必要であるから、Cb の固溶した炭化物となつていられる。つぎに基地のオーステナイトは、前述のごとく铸造状態においてはその固溶量によつて相当広範囲に成分が変化していると思われるが、ここでは一応 Fe-Cr-Ni-Co の固溶体とする。

ところで铸造組織の検鏡結果によれば、S-816 においては少量の Cb の増加により共晶組織がいちぢるしく

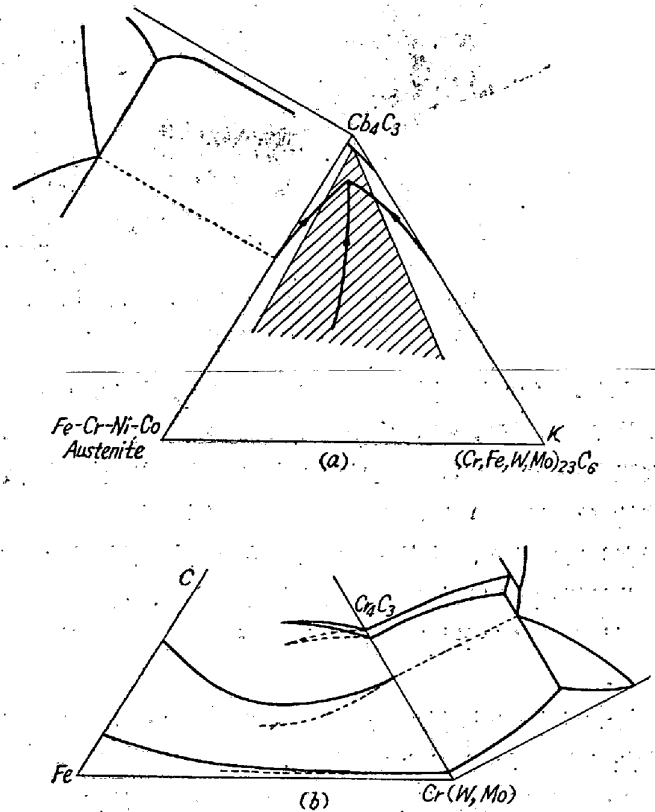


Fig. 11

増加していることにより、最初 Fig. 11 (a) のごときオーステナイト- Cb_4C_3 - $(\text{Cr, Fe, W, Mo})_{23}\text{C}_6$ の三相三角形を推定して見たのであるが、三元共晶の存在を確認することが出来ず、またこの図では共晶は大部分 Cb_4C_3 より成らなければならない故に、むしろ同図(b)において点線で示すごとく、オーステナイトと炭化物間の二元共晶 (Cr, W, Mo のいずれの場合でもかかる二元共晶は存在する) における C 量が Cb の添加によつて急激に減少するものと考えれば上記の事実がよく説明される。

なお Si の高いものは、オーステナイト中に Si が多く固溶しているために炭化物の固溶限が低下し二元共晶における C 量が減少するために、Cb 量等しくとも共晶組織は多く出るのであろう。

2) 光学顕微鏡および電子顕微鏡組織

Fig. 9, 10 に示したものの中、常温試験残材についての組織の一部を Photo. 4 に示す。No. 6 に比し Cb 1% 添加した No. 7 はオーステナイト粒が大きく、これにさらに N 0.12% 添加した No. 9 は No. 6 よりもかえつて小さくなり、また No. 11 に比しこれに Cb 6% 添加した No. 15 は析出物が若干相違があるように見えるが、各種試薬による腐蝕組織のみでは $(\text{Cr, Fe, W, Mo})_{23}\text{C}_6$ と他の相とを識別確認することは困難である。

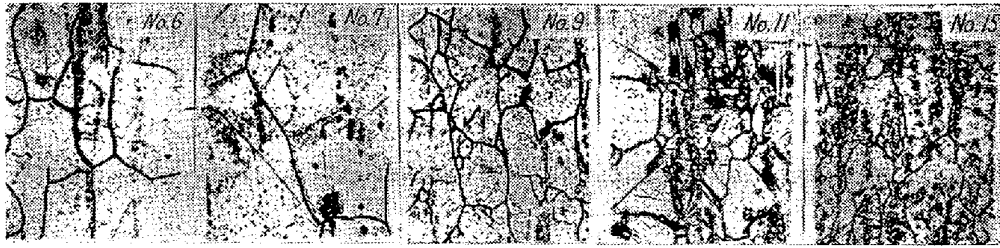


Photo. 4

×400 (1/2)

Micro-structures of the tensile-test-pieces tested at room temperature, showing the influences of Cb.

G. T. Harris 等⁶⁾ が C 0.5, Cr 20, Ni 20, Co 20 %基に W, Mo, Cb, V をそれぞれ単独に, または適宜組合せて添加した試料に生成する炭化物を光学顕微鏡的 (1,000 倍) に, またそれらの電解残渣を X 線的に研究しているが, 前者においては Mo 添加試料の炭化物は共晶様相を呈し他はすべて球状であるが, それぞれその形状および分散状態が, かなり異つていと述べている。

よつて前述の顕微鏡試料よりポリスチロール-Al の二段法によつてレプリカを作製し, Cr 蒸着後電子顕微鏡によつて析出物の形状を 2,000 および 8,000 倍にて観察した。ブソイドの附着が多くレプリカ作製には困難した。これらの中代表的に No. 11 および 15 の例を Photo. 5 に示す。これにても分るごとく電子顕微鏡に

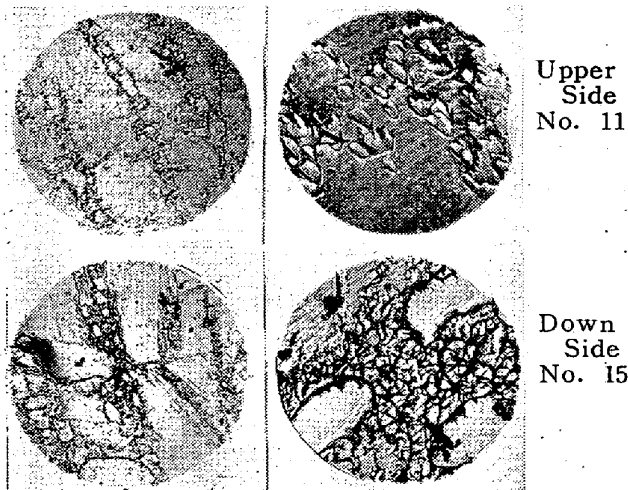
電子顕微鏡の差異は定性的にしか認めることが出来ないのは, やはり析出物の種別が非常に複雑で適宜固溶しているためと考えられる。

X. 熔 接 試 験

1) 試験方法

No. 6~17 につき, 引張試験残材のチャックつかみ手の部分をさらに鍛伸し, LCN-155 は 1,100°C×5h, S-816 は 1,200°C×3h 空冷後これにかい先をつけ, 共金にて不活性アルゴンアーク熔接を行った。芯線は各母材となる試片を φ3~5mm に鍛伸して使用した。まず熔接したままで, つぎにこれを 800°C×10h 焼鈍後, 盛金およびこれと母材との境界附近の硬度分布, 顕微鏡組織を調べ, しかる後盛金が平行部の中央に来るようにして第4号引張試験片 (平行部の径 8 mm) を作製し, 常温および高温の引張試験を行った。

熔接したままの盛金の外観は Cb の添加により, LCN-155 においてはわずかしかよくなるが, S-816 においては Photo. 6 に示すごとく, 幾分よくなり, 4% でも相当よいが 6% では盛金の表面があだかも電解研磨したようである。



Upper Side No. 11

Down Side No. 15

Left-side ×2,000 Right-side ×8,000

Photo. 5 Electron-microscopic-structures of S-816 (2 step-replica), showing the influences of Cb. ×8,000 (1/2)

て多数のメッシュを観察して見ると, NあるいはCbの添加によりやはり粒の形状および分散状況には若干の差異があるようである, 例えば No. 11 に比し 15 では, 粒の大きいものと小さいものとの差がいちぢるしく, 小さい粒は概して密集している場合が多い。しかしかかる

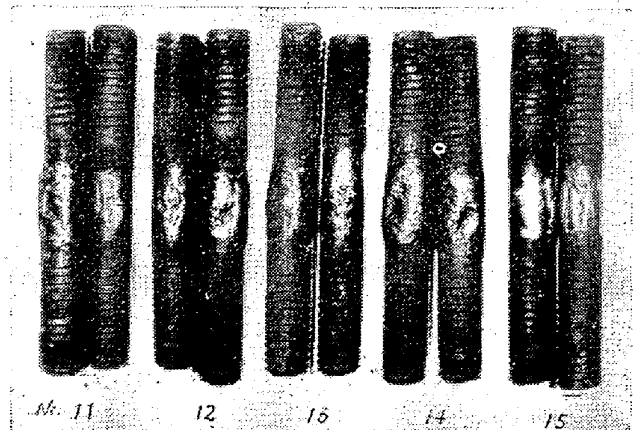


Photo. 6 Surfaces of the deposits as welded (Welded with the similar electrodes) of S-816.

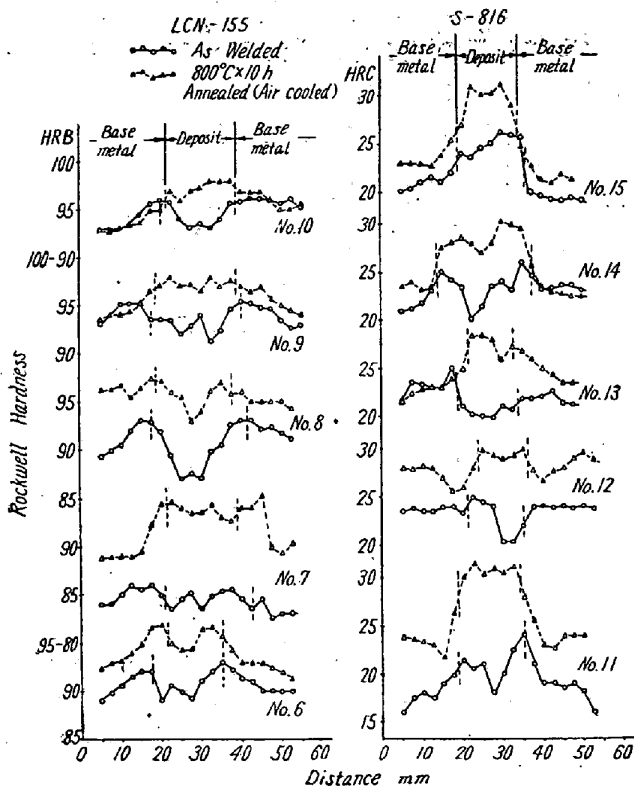


Fig. 12 Hardness distribution at the deposit metals of the welded samples.

2) 硬度分布

Fig. 12 に示す。これによれば、LCN-155 においては、溶接のままに比し 800°C 焼鈍後は硬度が若干増加しているが、盛金属の硬度のみが高くなることは少ない。No. 7 においては溶接のままの硬度は他に比し少しく低い、焼鈍後の盛金属の硬度は他の試料と同等近くまで増加しているのは、Cb の添加による析出硬化は一般には少ないが、Sol. treat. の温度が特に高くして溶接のように融点にまでも達している場合には比較的析出硬化が多いためであろう。S-816 においては盛金属の硬度は溶接後の焼鈍により特に高くなっている。しかして Cb を添加しない No. 11 では母材の硬度も高くなっているが、Cb の添加量の多い試料では母材の方はあまり増加していないのはやはり前記の理由によると思われる。

3) 顕微鏡組織

各種類ごとに代表試料の縦断面を盛金属から母材にいたるまで検鏡した中、代表的組織を Photo. 7 に示す。一般的に見れば溶接後の焼鈍により盛金のデンドライト組織が少しく拡散するとともにオーステナイト結晶粒界が現われ、炭化物等が粒界に析出している。また前掲製造のままの組織においては、いちぢるしく共晶の析出している試料でも盛金においてはそれ程多く共晶の見られ

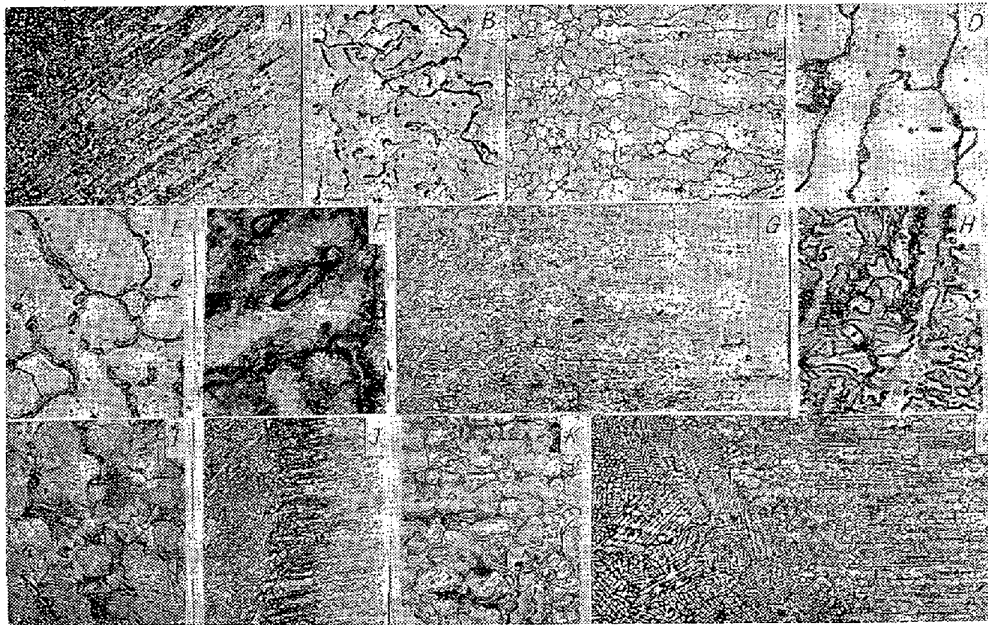


Photo. 7 A, C, E, G, J, L: $\times 100$, (1/2) Others: $\times 400$ (1/2)

- Micro-structures of the welded parts (welded with the similar electrode) of LCN-155 & S-816.
- A = No. 9, Boundaries of the deposits, as welded.
 - B = Dit., Deposits, more magnified.
 - C = Dit., Boundaries of the Deposits, Annealed.
 - D = Dit., Deposits, more magnified.
 - E = No. 11, Deposits, as welded.
 - F = Dit., Dit., annealed.
 - G = No. 13, Boundaries of the deposits, as welded.
 - H = Dit., Deposits, more magnified.
 - I = Dit., Dit., Annealed.
 - J = No. 14, Boundaries of the deposits, as welded.
 - K = Dit., Deposits, more magnified.
 - L = Dit., Boundaries of the deposits, annealed.

ないのは、溶接においては凝固速度が早いためと考えられる。

まず LCN-155 について見れば、(A) は No.9 の溶接のままの盛金層境界、(B) は盛金部を拡大したものである。これを焼鈍すれば、その境界層は (C) のごとく盛金と母材はオーステナイト粒の形状こそ異なるがほとんど連続しており、盛金部をさらに拡大して見れば (D) に示すごとく、粒界に析出物が集積しているとともにわずかに共晶の存在が認められ、これを Cb を増した No. 10 ではさらに粒界に多くの共晶が点綴している。

つぎに S-816 について見れば、Cb を添加しない No. 11 の溶接のままおよび焼鈍後の盛金部を拡大してそれぞれ (E)、(F) に示す。粒界にいちぢるしく析出物が集積した中に共晶が認められる。No. 13 の溶接したままの盛金層境界の組織を (G) に示す。これは他と若干異なるが、これを拡大すれば (H) のごとくデンドライトに針状集団のような組織が見られ、これを焼鈍したものは (I) のごとくであつて、初晶オーステナイトの間に析出した共晶であることが分る。これは盛金がかなり

徐冷されたためにこのような共晶が出たのであろう。さらに Cb を標準の 4% 添加した No. 14 の溶接のままの盛金層境界を (J) に、その盛金部を (K) に示す。曲型的の共晶が多く認められ、これを焼鈍すれば (L) に示すごとく境界が若干不連続になつている。

以上によつて見ると Cb を増した場合、盛金層にデンドライト状に共晶が多く出ている外は特別の差異は認め難い。なお LCN-155 においては、“Cr-rich carbide”の生成を抑制してもつて粒界腐蝕を防止するために Cb を添加するのならば、N をさらに添加することはこの目的にはそわない。

5) 高温機械的性質

(1) に述べたようにして行つた高温引張試験の中、常温および 800°C 試験の結果を、前掲鍛伸試片の試験結果と対照して Table 2 に示す。これによつて見れば、鍛伸試片に比し溶接試片の強さは概して低い場合が多く、Cb 添加の影響は両試験結果ではほぼ平行している場合が多いが、両者の常温引張強さの差に比し 800°C のそれは小さくなつており、LCN-155 のようにかえつて溶接

Table 2. Mechanical properties of the welded samples at room and high temperatures.

Kind	Specimen No.	Tensile strength kg/mm ²		Elongation %		Contraction %		
		Forged sample	Welded sample	Forged sample	Welded sample	Forged sample	Welded sample	
LCN-155	At Room Temperature							
	No. 6	76.5	67.6	46.8	13.2	51.0	21.2	
	7	71.7	67.2	47.7	15.0	51.0	21.2	
	8	79.5	65.6	44.8	11.1	46.0	17.8	
	9	81.9	66.0	41.7	9.1	46.0	16.7	
	10	80.0	67.0	41.5	12.2	40.0	22.2	
	At 800°C							
	No. 6	40.7	43.2	44.8	18.0	53.1	25.5	
	7	38.4	41.8	50.8	16.1	60.9	25.5	
	8	40.7	42.7	46.8	13.6	65.2	26.7	
9	39.5	41.7	46.5	17.6	62.8	25.5		
10	40.0	44.0	47.7	34.0	60.3	34.0		
S-816	At Room Temperature							
	No. 11	101.4	65.7	25.0	1.7	21.6	2.5	
	12	113.1	79.5	16.0	3.57	14.5	8.5	
	13	100.0	69.6	36.3	3.57	32.7	8.5	
	14	100.2	67.6	26.1	2.86	19.0	5.0	
	15	95.2	64.5	23.4	2.68	19.0	7.3	
	At 800°C							
	No. 11	56.2	46.5	28.1	3.64	30.2	6.1	
	12	59.0	51.1	30.6	6.43	46.0	9.6	
	13	57.2	56.0	40.5	10.7	48.8	14.3	
14	57.4	47.3	30.6	3.93	36.7	8.5		
15	43.6	43.7	34.3	4.1	51.0	7.3		

試片の方が強くなっているものもある。しかし伸、絞は、熔接試片の方がはるかに低く、時には約 1/10 の値しか示さないものさえあり、Cb の一元的影響は認め難い。

XI. 総 括

以上述べたところを要約すればつぎのとおりである。

1) ガスタービンあるいはジェットエンジン用耐熱材料 LCN-155 および S-816, 同類似成分におよぼす N, Cb の影響を, それらの铸造および鍛伸組織, Sol. treat., Ageing および Hot-cold work による硬度および組織の変化, 常温並に高温機械的諸性質, 合金によるアルゴンアーク熔接試験結果について検討し, また必要に応じて顕微鏡組織成分の微小硬度や電子顕微鏡組織をも調査し, 平衡状態図の考察を加えた。

2) これらの試料溶解における Cb の歩留は平均 75% であつた。

3) 铸造組織 (8kg 鋼塊) におよぼす Cb の影響は, LCN-155 においては Cb 1.0% を超すと共晶がかなり認められ, S-816 においては Cb の増加に従い共晶がいちぢるしく増加し, Cb 6% 添加では検鏡面々積の 1/4~1/3 を占める。

4) 铸造および鍛伸試料の各組織成分の微小硬度は, 濃く腐蝕された初晶オーステナイトは腐蝕され難い共晶附近のオーステナイトに比し等しいかまたは少しく低く, 共晶はその附近のオーステナイトに等しいか若干高い。N や Cb が増すと各組織成分の硬度はいずれも増す。

5) 1,000~1,200°C に各 10h Sol. treat. を施した場合, Cb を添加した試料はしないものに比しいずれの加熱温度においても保熱時間による硬度の減少が少いかまたはほとんど認められず, Stabilization が早い。つぎに 600~900°C にそれぞれ 30h まで Ageing した場合, Ageing の温度が 900°C に上ると硬度はかえつて減少する場合が多い。また Cb の Ageing 抑制作用はかなり認められるがあまり判然としない場合もある。

6) Hot-Cold work の試験として, 高温引張試片の平行部にテーバーをつけた試片を高温にて適当なる引張荷重をかけ, テーバー部各横断面における単位面積当の荷重, 絞 (断面減少率), 硬度, 結晶粒の微細化程度を調べた。これらにおける一元的の変化傾向は認め難いが, N の添加により少しく, また Cb の増加により概して, 加工され難くなり, 硬化程度は前者では増し後者では大差がないか若干減ずるようである。結晶粒は, 歪除去焼鈍の影響のために, 加工度が進むに従い, また N が

増すに従い, 必ずしも細かくなならない場合がかなり多い。

7) 高温機械的試験結果によれば, LCN-155 においては, Cb 1% 添加により常温~800°C の引張強さが大よ 5~2kg/mm² 減少するが N を約 0.12% 添加すれば概してもとの強さにもどり, これにさらに Cb を増してもあまりいちぢるしい変化は認められない。S-816 および同類似においても Cb の添加が約 4% 以上になると常温~900°C の強さが減少する。

8) Cb は Fe, Cr, W, Mo 等に比し炭化物生成能力の強いこと, また Cb に対しては C よりも N の方が親和力の強いこと, (Cr, Fe, W, Mo)₂₃C₆ 相に Cb が入ると析出し難くなることにより, 上述の諸試験結果を説明した。なお铸造組織において Cb の増加により共晶がいちぢるしく増加することをば, 平衡状態図を推定して説明した。

9) 熔接試験結果によれば, Cb の増加により盛金表面が少しづつ光沢を増し Cb 6% 添加では熔接のままでも電解研磨を施したようになる。盛金断面の硬度分布に対しては Cb の影響は判然とせず, 顕微鏡組織も Cb の増加により共晶が増す以外はあまり影響が認められない。熔接試片の高温引張試験結果は, 常温では強さが鍛伸試片に比しかなり小さくその差は高温では少なくなる。N, Cb の影響は概して鍛伸試片についてのそれと同様の傾向を示すが, 伸, 絞ははるかに低い。

終りに臨み本研究の発表を許可された大河原社長, 種々御指導下された玉置研究部長, 村上武次郎先生に謝意を表するとともに, 多数の試料作製で御世話になつた森脇氏に御礼申上げ, 熱心に実験を遂行した中島君等の労を多とする。(昭和 29 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) 出口, 鉄と鋼, 38 (昭 27), 95, 133
- 2) 同上, 同上, 38 (昭 27), 935
- 3) かかる超耐熱鋼以外のものに関してはいろいろの文献があり, その一例を示せば
堀, 大橋, 鉄と鋼, 24 (昭 13), 720
大倉, 鉄と鋼, 25 (昭 14), 79
大倉, 大森, 鉄と鋼, 25 (昭 14), 964
F. Russel, W. O. Binder, C. R. Bishop,
Trans. Am. Soc. Met., 29 (1941), 35
- 4) 出口, 日本航空学会誌, 2 (1954), No. 4, 24
- 5) H. Eggers, W. Peter, Mitt. K-W-I Eisenf., 20 (1938), 199; St. u. E., 58 (1938), 1165
F. Wever, W. Peter, Arch. Eisenhütt., 15 (1941/42), 357
- 6) G. T. Harris, H.C. Child, A Symposium on High-Temperature Steels and Alloys for Gas Turbines (Special Report No. 43), 1952, p. 67