

図に見る如く焼鈍温度が低いときは上述の如き理由で両者の硬度差の減少は遅々で、逆転に長時間を要する。所が、焼鈍温度が高くなれば第3報の如く、溶体化—加工試料に於いても時効硬化の他に recovery—再結晶、及び overaging による軟化が起るが、時効—加工試料に於ける之等の軟化がより著しいので、焼鈍温度が高い程両者の硬度差の減少並びに逆転共に速やかに起る。

以上の如く、Timken 合金では焼鈍時間が短いときは溶体化—加工せるものが時効—加工せるものより低硬度であるが、焼鈍時間が長くなれば逆に前者の方が後者より高硬度となり、且つ高クリープが期待される。結局、それも Timken 合金の時効硬化の特殊性、即ち析出硬化は大したことないが、析出及び overaging が極めて遅いことに帰因すると思われる。従つて、クリープ値の向上を目的とする Timken 合金の hot-cold-working は焼鈍後（即ち $\gamma+\sigma$ 二相状態）でなく、溶体化処理後（即ち均一 γ -相の状態）で実施すべきことを茲に強調するものである。

(82) ガスタービン用超耐熱合金の研究 (V)

LCN-155 合金の時効硬化に及ぼす添加元素の影響

Investigation on Super-Heat-Resisting Alloys for Gas Turbines. (V).

Effect of Additional Elements upon the Age-Hardening of LCN-155 Alloy)

Natsuo Yukawa, Lecturer, et alii.

名古屋大学工学部 工博 武 田 修 三
静岡工業試験場 工 花 井 優
名古屋大学工学部 O工湯 川 夏 夫

I. 緒 言

第二次大戦後、目覚しい発達を遂げ、枚挙に遑なき程多種類の出現を見たガスタービン用超耐熱合金も、今や一応出揃い尽し、いわば整理期に入つたかの観がある。即ち、Ni-Cr 鋼系耐熱合金 (Timken, 19—9 DL 等) より一段優れた超耐熱合金は大體 Co-Cr 系 (Stellite), Ni-Cr 系 (Nimonic) 及び Fe-Ni-Cr-Co 系 (LCN-155, Refractaloy) なる三系列の γ 型合金を基体とし、之に少量の炭化物又は化合物形成元素を添加した多元合金から成り、且つ概ね時効硬化性合金である。而して現在、諸外国での研究は夫々の合金系列につき、時効析出相の本性と、組成と長時間クリープ限及びラプチャー強度との関係といった基礎的問題に集中されているようであるが、熱処理による組織の変化を考慮した所謂、状態図的研究は極めて少い。

依つて、著者等は茲に高 Co 系列耐熱合金の高クリープ値の真因を究明し、且つその向上に資せんため、本系列合金の状態図並時効硬化の研究を企てた。本報告は予備実験として先ず手掛けた本系列中の LCN-155 合金 (20% Ni, 20% Cr, 20% Co, 2% W, 3% Mo, 1% Cb, <0.15% C, 残余 Fe) の時効硬化に及ぼす W, Mo 及び Cb 添加の影響に関する研究である。

II. 試料並実験方法

試料は LCN-155 の基準成分 Ni 20%, Cr 20%, Co 20%, Fe 35~39% 及び C <0.1% を採り、之に添加元素として W 0~5%, Mo 0~5% 及び Cb 0~2% を別記配合表の通りに加えた。夫々 50g をタンマン炉にて溶解し、150×6mm 径の金型に鑄造し、之を 1200°C: 3~6h の均一化焼鈍後、検鏡により鑄造組織の消失を確認した後、適当な長さに切断して実験に供した。

先ず 1200°C 3h W.Q の溶体化処理の後、600~900°C:

Table 1.

Composition Mark	Composition								Remarks
	Fe	Cr	Co	Ni	W	Mo	Cb	C	
W—0	40	20	20	20	—	—	—	<0.1	LCN—155
W—2	38	20	20	20	2	—	—	<0.1	
W—5	35	20	20	20	5	—	—	<0.1	
Mo—3	37	20	20	20	—	3	—	<0.1	
Mo—5	35	20	20	20	—	5	—	<0.1	
Cb—05	39.5	20	20	20	—	—	0.5	<0.1	
Cb—10	39	20	20	20	—	—	1.0	<0.1	
Cb—20	38	20	20	20	—	—	2.0	<0.1	
W. Mo. Cb—0	35	20	20	20	2	3	—	<0.1	
W. Mo. Cb—05	34.5	20	20	20	2	3	0.5	<0.1	
W. Mo. Cb—10	34	20	20	20	2	3	1.0	<0.1	
W. Mo. Cb—20	33	20	20	20	2	3	2.0	<0.1	

間 100°C 隔きの各温度に 150~450 h 累計的に繰返し加熱時効し、適時水焼入して検鏡並びにビッカース硬度測定を行い、その時効硬化現象を追求した。

III. 実験結果並考察。

Fig. 1 は W 系列試料の溶体化硬度 (Ho), 250 h 時効後の硬度 (Hv) 及びその硬化率 $\left(\frac{Hv-Ho}{Ho} \times 100\%\right)$ を示す。図に見る如く、W 量の増加と共に溶体化及び時効硬度を増す。但し硬化率は反対に W 量の増加と共に減少している。それは溶体化硬度が高いためである。又時効

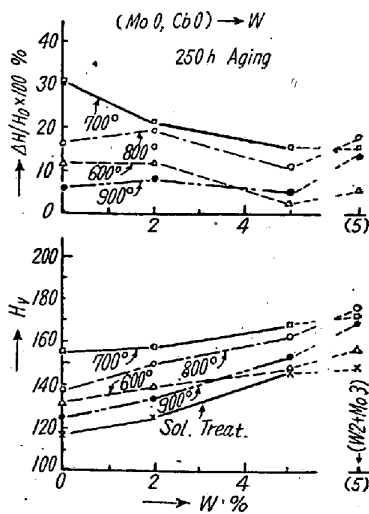


Fig. 1.

温度に対しては硬化は 700°C 時効が最高、以下 800°C, 600°C 及び 900°C の順位にある (但し 5% W 試料では 600°C と 900°C は順位が逆転する)。このことは 700°C 及び 600°C が硬化の途上にあり、800°C 及び 900°C が既に過時効による軟化が起つていることを示すもので、硬度-時間曲線及び検鏡からも明瞭に知られる。時効硬化に及ぼす Mo の影響は上述 W のそれと殆んど同様である。

更に Fig. 1 中には (W 2% + Mo 3%) 試料の測定値が附記してあり、之により W 及び Mo 複合添加の影響が知られる。即ち単独に W 5% 加えた場合に比し、W + Mo = 5% と複合添加した場合の方がその溶体化硬度、時効硬度共に著しく大で、且つ overaging の温度も高い。即ち複合添加の場合は単独添加の場合に較べて硬化順位が入替つて 800°C が最高となり、又硬度-時間曲線を見ても 800°C 400 h では未だ overaging しないことが知られる。かくの如く時効には単独添加よりも複合添加が有効であることは注目すべきことである。

次に、Fig. 2 は時効硬化に及ぼす Cb 単独添加の影

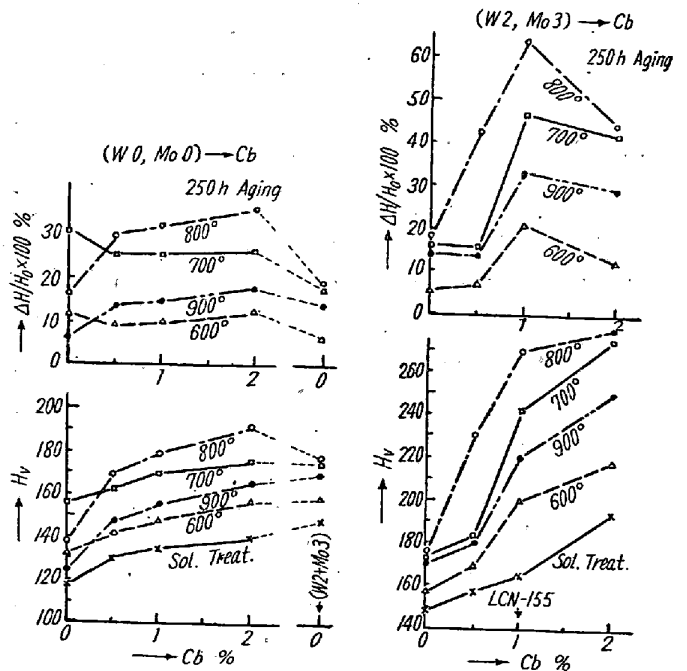


Fig. 2.

Fig. 3.

響を示す。又 Fig. 3 は W, Mo, Cb 系列、即ち (W 2% + Mo 3%) 含有試料の時効硬化に及ぼす Cb 添加、換言すれば W, Mo 及び Cb 同時添加の場合の Cb の複合添加の影響を示す。共に 250 h 時効後の測定結果で、且つ Fig. 2 には比較のため (W 2 + Mo 3) 試料の測定値が附記してある。

先ず Fig. 2 を見るに、溶体化及び時効硬度共に Cb 量の増加と共に増大し、且つ硬化は W 及び Mo に比し著しく高い。このことは又 Cb 2% 単独添加試料の時効硬度が (W 2 + Mo 3) 複合添加試料のそれと同等、或いはそれ以上であることから知られている。尙この場合も overaging は 800°C 以上で起る。

次に W 及び Mo を同時に複合添加した場合は Fig. 3 に見る如く、Cb 量と共に硬化を増すが、その効果は急激で単独添加 (Fig. 2) に比し桁違いに大きい。所で、この場合、250 h 時効では 800°C の方が 700°C より硬化が大となつているが、硬度-時間曲線を見ると Cb 1% 以上では 800°C は既に overaging が始まり、而も Cb 2% の方が Cb 1% より早期に overaging を起すことが知られる。従つて、時効硬化は前者の方が大であるが、時効時間が長くなれば逆となるであろう。後者、即ち Cb 1% 試料は標準 LCN-155 試料組成に該当するもので、その時効硬化は相当大きく、且つ overaging も遅い。尙検鏡によると、Cb 添加試料は単独及び複合添加の何れを問わず凡べて溶体化状態でも僅少の炭化物の存在を認めた。恐らく Cb 炭化物なるべく、時効の進むにつれ

て主として粒界に析出が増し、基質の腐蝕が速くなつて来る。又 overaging の段階に入ると劈開面にも析出が見られるようになり、粒界の析出物が次第に凝集して来る。

以上要するに LCN-155 の基礎組成 (Ni 20%, Cr 20%, Co 20%, Fe 35~39% 及び C < 0.1%) の時効硬化に対する添加元素 W, Mo 及び Cb の影響としては単独添加は効果がなく、2 者でも僅少で、3 者を同時に添加して初めて大なる効果を発揮することが判つた。而も Cb の添加は絶対に必要で、且つ Cb 1% (LCN-155 の Cb 量) の添加で最好適の析出硬化が期待出来る。即ち、時効硬化が顕著で、而も overaging が遅い。而してこのことが結局、LCN-155 の高クリープ値の主原因であろうと考えられる。

(83) 0.35% C, 5% Cr 熱間工具鋼の研究

(V, Mo, W, Si の影響について)

Influence of V, Mo, W and Si on the Properties of 0.35% C, 5% Cr Hot-Working Tool Steel

Kunio Kusaka, Lecturer, et alius.

特殊製鋼 K. K. 工山中直道

〇工日下邦男

I. 緒言

最近各方面でダイカスト鑄造法が採用されるに至り之に伴つて優秀なる金型用鋼が要求されるようになった。

ダイカスト型用鋼としては切削性良好なこと、熱処理変形の小さいこと、急熱急冷により亀裂を生じないこと、耐熱性の良好なこと等の性質が必要とされるが、0.35% C, 5% Cr 熱間工具鋼は型用鋼として良好な性能を有することが知られているので吾々は V, Mo, W, Si を種々に変化させて試料をつくり之等合金元素の影響を調査した。供試材は Table 1 に示す如き成分のもので 7 kg 鋼塊を熔製し、これを 16φ に圧延して使用した。

II. 実験結果

(1) 変態点

本多式熱膨脹計により約 2.5°C/mn の加熱及び冷却速度で変態点を測定せる結果は Table 1 の如くで Ac 点は V 添加により上昇し、又 Mo, Si も Ac 点を僅かではあるが上昇させる。Mo 1.7% 以上及び Si 0.65% 以下のものでは Ar₁ 変態は大部分抑制されて Ar' 変態を示す。1000°C × 10 mn 空冷の場合の Ar'' 開始点は V 添加によつて上昇し、Mo, W 含有により降下の傾向を示す。次に 1020°C × 10 mn 炉冷の場合は V を含まぬもので 325°C に中間段階変態に相当する膨脹を示すが V の多くなるにつれて、この生起温度が上昇し V 1.2% 以上になると 750°C に Ar₁ を生じ V 1.5% では殆んど Ar₁ 変態のみとなる。

(2) 恒温変態曲線

小試片を 1020°C に 20 mn 加熱後鉛浴及び塩浴に恒温焼入を行つて硬度・組織より代表的成分のものにつき恒温変態図を作成した。Fig. 1 は、この一例にしてバ

Table 1. Chemical composition of steels tested.

Steel No.	Chemical composition (%)									Ac (°C)	Ar (°C)
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W		
HWD — 1	0.34	1.05	0.44	0.015	0.019	5.10	1.38	—		830~900	775~685
— 2	0.35	1.03	0.45	0.016	0.019	5.07	1.36	0.22		840~910	785~715
— 3	0.34	1.10	0.45	0.016	0.019	5.07	1.36	0.48		850~920	800~690
— 4	0.36	0.99	0.43	0.017	0.019	5.12	1.41	0.74		850~920	800~720
— 5	0.37	1.07	0.42	0.019	0.019	5.10	1.41	1.00		860~940	825~725
— 6	0.35	1.01	0.43	0.016	0.020	5.04	1.53	1.24		880~960	820~710
— 7	0.36	1.04	0.43	0.012	0.019	5.08	1.53	1.48		880~960	860~775
— 8	0.35	1.02	0.43	0.008	0.019	5.10	0.73	0.38		845~915	790~730
— 9	0.37	1.10	0.47	0.017	0.015	5.15	1.19	0.34		840~910	780~720
— 10	0.38	1.08	0.43	0.007	0.018	5.09	1.48	0.38		840~920	790~700
— 11	0.37	1.08	0.46	0.012	0.019	5.13	1.72	0.34		840~920	775~705, 425~315
— 12	0.37	1.08	0.45	0.018	0.020	5.10	2.06	0.38		840~925	775~670, 415~300
— 13	0.39	1.19	0.46	0.018	0.014	5.13	1.53	0.36	1.01	840~915	790~740
— 14	0.38	1.15	0.47	0.019	0.020	5.16	1.48	0.34	1.50	840~925	785~705
— 15	0.41	1.19	0.50	0.018	0.019	5.16	1.46	0.36	2.18	840~925	790~725
— 16	0.39	1.14	0.47	0.018	0.020	5.16	1.46	0.34	2.76	840~920	790~730
— 17	0.34	0.37	0.48	0.008	0.014	5.27	1.30	0.56		825~900	760~715, 425~300
— 18	0.35	0.65	0.49	0.010	0.014	5.27	1.25	0.50		835~910	770~700, 445~300
— 19	0.37	0.86	0.49	0.011	0.014	5.24	1.30	0.55		840~920	795~720