

Fig. 2. High temperature mechanical properties.

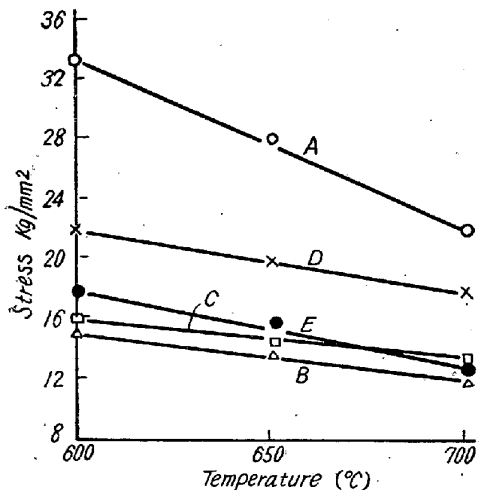


Fig. 3. Relation between creep limit and hardness.

(81) ガスタービン用超耐熱合金の研究 (IV) 常温加工せる Timken (16-25-6) 合金の軟化に就いて (其の2)

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

On the Softening of Cold-Worked Timken (16-25-6) Alloy. (Part 2).

Masaru Hanai, Lecturer, et alii.

名古屋大学工学部 工博 武田 修三

工 永井 直記

静岡工業試験場

○工花 井 優

I. 緒言

Timken (16-25-6) 合金の高クリープ性の主原因が時効硬化 (主として σ -相の析出) 及び熱間加工硬化の複合効果であることは著者等の研究 (第1及び2報) により明らかであるが、それ以外に軟化抵抗 (recovery 及び overaging を含めて) の大なることが相当顕著に利くのではないかと想像された。仍で前回報告 (第3報) に於いて溶体化処理後、常温加工した Timken 合金の長時間焼鈍による軟化現象を詳細に検討し、併せて、イ.301 及び 18-8 鋼との比較をも試みて、上記の事実を確め、更に種々の処理状態のクリープ限を K.W.I. の短時間法で測定して之を実証した。

処で、この場合には溶体化状態から出発して、之を常温加工した後、焼鈍したので軟化と析出が同時 (多少の時間的ずれはあるが) に起り、而も加工度の増加により析出が促進されるので、両者を厳密に分離することは不可能であつた。

一方、此種強クリープ合金の hot-coldworking は溶体化処理—加工が原則であるが、往々にして不完全溶体乃至一部焼鈍—加工をやる場合もあり、而も案外両者の差異が知られていない。依つて本研究に於いては、時効による析出硬化を完了せしめた Timken 試料に就き常温加工後、高温焼鈍して軟化の進行を追求し、以て出来れば基質の軟化を知り、併せて時効—加工試料と溶体化処理—加工試料との加工硬化及び焼鈍軟化の差違を明らかにしようと企てた。

II. 試料並実験方法

前報迄に使用した Timken 合金の残材を 12 mm 径に鍛造し、之より平行部 8 mm 径、標点距離 80 mm の引張試験片を削り出した。之を 1200° 6 h W.Q の溶体化並びに完全軟化処理後、850° 5 h 次いで 700° 200 h の二段時効処理を行つて σ -相を完全に析出させた (Hv ~ 240)。この状態は常温で引張度と約 12% 絞で破断するので、5 t アムスラー万能試験機により 0 ~ 10% の引張加工を行い、之を約 20 mm 長さに切断して硬度測定試料とした。次に之等の時効—加工処理した試験片に就き 600 ~ 1000°C 間 100°C 隔きの各温度に 1000 h 迄累計的に繰返焼鈍し、適時油冷後、検鏡並びにピッカース硬度を測定して軟化の進行を追求した。

III. 実験結果並考察

Fig. 1 は一例として加工度 0 ~ 10% の時効—加工試

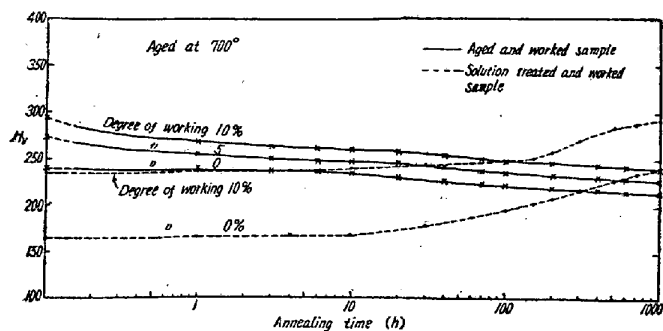


Fig. 1.

料を700°Cに焼鈍した場合の焼鈍時間による硬度変化、即ち軟化曲線を示す。焼鈍時間は対数目盛で示してある。又図中比較のため時効しない試料、即ち第3報で報告した溶体化—加工試料の焼鈍による硬度変化を点線で附記しておいた。時効—加工試料の軟化曲線を見るに、加工度0%のものでは6h附近迄は殆んど硬度変化がなく、之れ以後徐々に減少している。之は overaging に因るもので、検鏡によつても確められた。5及び10%加工試料では、焼鈍の初期に相当大巾に、以後徐々に軟化し、10%加工試料で1000hで加工しない時効状態と同等の硬度を保っているが、この場合の軟化は初期には主として recovery、後には recovery 及び overaging の複合結果と考える。

この様に焼鈍温度の低いときは軟化を続けながらも加工度による硬度差が長時間焼鈍迄残り、且つ加工度の大きいもの程硬いのであるが、焼鈍温度が高くなると加工度の高いものが相当時間経過後急激に軟化する結果、加工度の大きなものが加工度の小なるものより逆に硬度が低下したり、或いはその差が無くなつて来る。例えば、800°C 焼鈍では5%加工迄は順当であるが、10%加工のものは10h附近より異常軟化を示し、80h 焼鈍後は5%加工のものより硬度が低下する。又 900°C 焼鈍の場合には10%加工の硬度は8h及び25hで夫々5%及び0%加工のものと同じし、以後最低値を示す。この10%加工試料の異常軟化は促進された再結晶に因るもので、検鏡によつても認められた。更に1000°C 焼鈍では明らかに再結晶温度以上であるため、各加工度の試料共30mで急激に軟化し、且つ加工度による硬度差も消失して来る。

Fig. 2 は加工度10%の試料についての焼鈍温度と軟化の関係を示す。尚右軸には溶体化処理硬度 $H_0 = 165$ に対する硬化率 $\left(\frac{H_{aw} - H_0}{H_0} \times 100\%\right)$ の目盛が附加してある。図に見る如く、焼鈍温度が高い程軟化が著しい。曲線の形状より軟化の様相は700°C以下、800°C

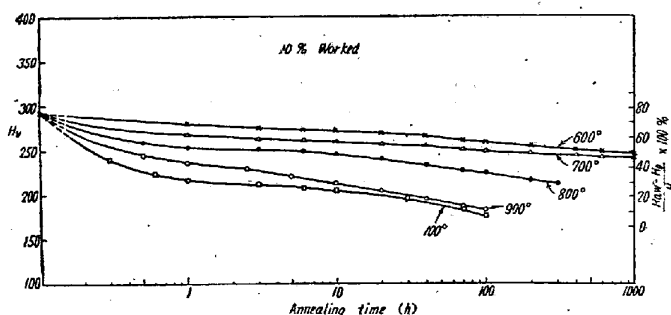


Fig. 2.

と900°C及び1000°Cの三様に大別される。700°C以下の軟化は初めは recovery に起因し、次に overaging が加わつたもので、軟化は比較のおそい。800及び900°Cでは初期の緩徐な軟化は recovery+overaging に因るが途中から前述の如く再結晶が現われて軟化は急激となる。但し加工度5%以下では再結晶軟化は起らない。1000°Cでは初期から recovery—再結晶、overaging が顕著に起るため軟化は急激で、100hで略々溶体化硬度に近接して来る。尚この場合にはσ相の溶解度の減少に由る再溶解の軟化も或る程度起つて居ると思われる。

次に、上記の時効—加工試料の軟化曲線を前報の溶体化—加工試料のそれと比較して見よう。溶体化—加工試料では焼鈍により recovery に次いでσ相の時効析出が起り、而もその overaging が Timken の特殊性として極めておそいので、この時効硬化が recovery による軟化を相殺する。その結果、焼鈍温度が低いときは、例えば Fig. 1 (700°C) 点線に見る如く寧ろ最初から硬化が起る。一方、時効—加工試料は実線の如く recovery 及び overaging により徐々に軟化するが軟化の一途を辿る。従つて焼鈍時間の経過と共に両曲線は漸次近接し、やがては交わり、以後再び離れる、即ち両者の硬度差が逆転する。且つ、10%加工の時効—加工試料は0%加工の溶体化のみの試料よりも低硬度となる。

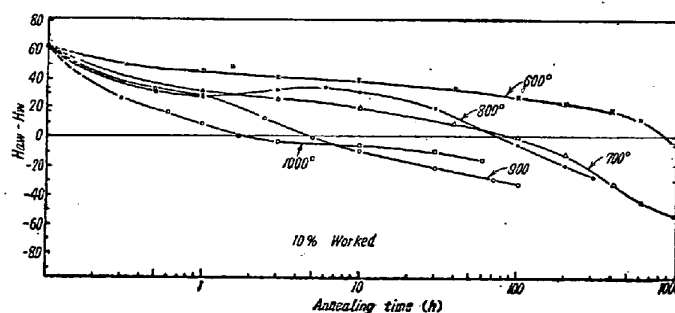


Fig. 3.

Fig. 3 は一例として10%加工試料について、算出した時効—加工試料と溶体化—加工試料との硬度差、即ち $H_{aw} - H_w$ の焼鈍時間及び温度による変化を示す。

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 $r+\sigma$ 二相状態）でなく、溶体化処理後（即ち均一 r -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 r 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	