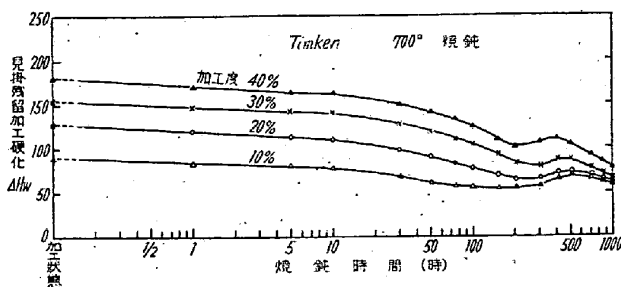


きには、焼鈍の初期から加工歪の除去による軟化が徐々に起るが、50 時間附近より σ -相の析出による時効硬化が附け加わり、焼鈍前より却つて硬化して来る。而して加工度 30% 以上のものでは約 500 時間の焼鈍で極大硬度に達した後、overaging の軟化が起るが、加工度 20% 以下のものでは 1000 時間の焼鈍では極大硬度を維持している。又 1000 時間焼鈍では加工度の差による硬度差は可成り減少しているが、猶且つ加工せないものに比べると断然硬い。

所で、以上に見る如く加工歪の除去に基く軟化と σ -相の析出に由る時効硬化とが同時に起り、兩者を判然と分離することは困難であるが、加工により σ -相の析出速度及量に變化ないと假定し（實際は加工度の増加により析出は促進されるのであるが）、

見掛残留加工硬化 (ΔH_w) \equiv 加工試料の硬度 (H_w) - 非加工試料の硬度 (H_a)

と置いて、軟化抵抗に相當する見掛残留加工硬化を各焼鈍時間に就いて算出して示したのが第 2 圖である。之で

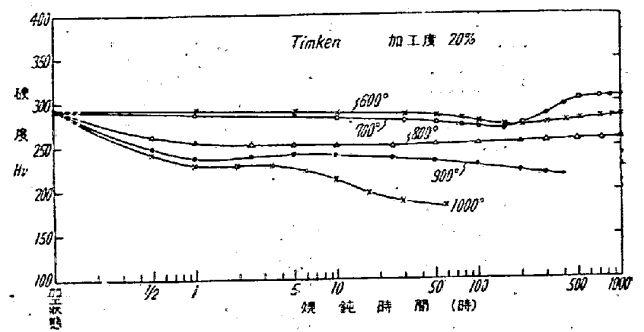


第 2 圖

見ると、軟化の進行は第 1 圖より幾分判然とするが、猶且つ 100 時間以上の焼鈍に於いて時効硬化の影響が現われている。之は上記の如く加工により析出が變らないと假定したことに起因するので、この突起は取りも直さず、加工試料と非加工試料との時効硬化の差に相當する。ともあれ軟化は 10~30 時間より相當急激に進行するが、1000 時間焼鈍でも加工硬化が猶残存し(時効硬化も加わっているが)、且つ加工度の差も認められる。

尙、顯微鏡組織を見ると、軟化が急激となる 10~30 時間頃より、結晶粒界及び劈開面に σ -相の微粒析出が認められ、而も高加工度のもの程早く起る。而して焼鈍時間の経過と共に析出 σ -相は漸次連結して帶狀となるが、1000 時間焼鈍でも地質の加工歪が残存することが認められる。

次に第 3 圖は加工度 20% のものについての硬度と焼鈍温度の關係を示す。焼鈍温度が高い程時効硬化が短時間で現われるが軟化の進行は速である。1000°C では



第 3 圖

50 時間で殆んど完全に軟化する。且つこの場合の軟化は第 2 報でも述べた如く、主として再結晶に由る。然るに、800°C 以下では軟化が極めて遅く、1000 時間でも猶相當加工硬化が残存し、且つ之に更に時効硬化が附加されて却つて硬度増加が起る。而してこの事がその高クリープ値を招來する所以と考えられる。

同様な實驗をイ-301 及び 18-8 鋼に就いても行い、Timken の結果と比較した。それに由ると 900°C 以上では軟化は三者大差ないが、800°C 以下では Timken の軟化は他の二者に比し小さい。而も Timken に於ける σ -相の析出硬化がイ-301 及び 18-8 鋼に於ける炭化物の析出硬化に比し極めて遅いため、焼鈍時間が短かいときには軟化の差は少ないが、焼鈍時間が長くなればその差が顯著となり、クリープ値にも差が出て来るものと思われる。

(47) ガスタービン翼車材に關する研究 (I)

住友金屬工業 K. K. 製鋼所 ○工長 谷川 太郎
落合 治

ガスタービン翼車材としては使用温度に於ける機械的性質、耐酸化性良好であり且翼車として製作したものが均質にして缺陷のない状態のものが要求される。而してこの要求を満足する耐熱合金は製造に幾多の困難をとめない；又製造工程により翼車としての性質が變化する。筆者等は翼車材質として 18-8, 18-8-Mo, 18-8-Ti 不銹鋼, イ-301, イ-306, イ-302, R. ex 467, Timken 16-25-6, Discaloy 等の耐熱合金を選び是等の材質につき試験棒として鍛伸した状態及翼車又は翼車軸に鍛造した状態にて機械的性質をしらべた。

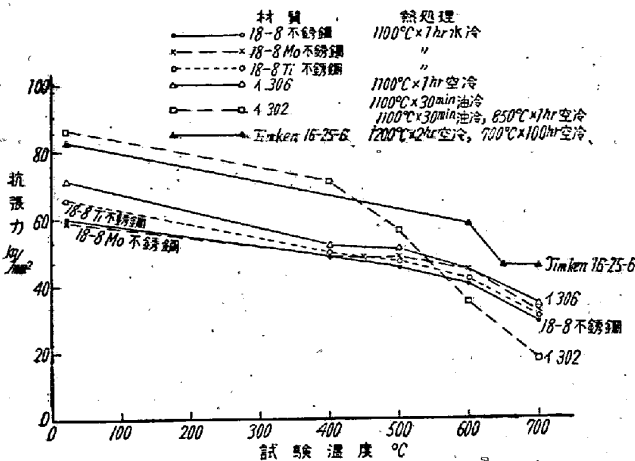
第 1 表は供試耐熱合金の化學成分を示し、圖は試験棒に鍛伸した素材の各温度に於ける抗張力を示す。圖によれば 500°C 以下の温度ではフェライト系のイ-302 の強度大であるが、500°C 以上ではオーステナイト系耐熱合金

第1表 供試翼車用耐熱合金成分

材 質	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	W	Ti	N
18-8 不銹鋼	0.10	0.94	1.74	0.017	0.026	—	18.62	10.12	—	—	—	—
18-8-Mo 不銹鋼	(1) 0.08	0.84	1.41	—	—	—	15.88	13.67	1.92	—	—	—
	(2) 0.08	1.00	1.76	0.011	0.028	0.15	16.61	14.39	2.25	—	—	—
	(3) 0.07	0.70	1.56	0.029	0.032	0.13	17.61	14.55	2.48	—	—	—
18-8-Ti 不銹鋼	0.09	1.34	1.23	0.023	0.035	—	18.10	9.33	—	—	0.41	—
	(1) 0.41	2.46	0.83	—	—	—	13.25	14.98	—	2.90	—	—
1-301	(2) 0.42	1.46	0.98	0.024	0.010	—	15.02	13.02	—	2.16	—	—
1-306	0.11	2.21	0.65	—	—	—	12.21	10.51	0.68	1.00	0.65	—
1-302	0.33	2.87	—	—	—	—	12.80	—	0.94	—	—	—
R. ex 467	0.17	1.30	1.01	—	—	1.95	12.90	12.10	—	—	0.73	—
Disaloy	0.05	2.68	0.69	0.040	0.024	0.10	12.99	27.59	3.30	—	0.80	—
Timken 16-25-6	(1) 0.11	0.60	1.26	0.033	0.036	—	15.33	24.58	6.34	—	—	0.146
	(2) 0.10	1.23	1.20	0.044	0.044	—	15.62	24.78	5.97	—	—	0.106
	(3) 0.11	0.74	1.05	0.038	0.038	—	15.97	25.28	5.92	—	—	0.124
	(4) 0.09	0.74	2.35	0.022	0.025	—	17.75	25.39	6.19	—	—	0.150

第2表 翼車又は翼車軸より採取せる試験片の引張試験結果

材 質	翼車形状	試験片採取位置方向	熱 處 理	試験温度	降伏点 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸 %	絞 %	ブリネル硬度
18-8-Mo 不銹鋼 (3)	徑 140mm 翼車軸	外周切線方向	1100°C油冷	常 温	29.2	57.5	58.0	58.6	—
		半徑方向			30.2	57.9	61.6	64.8	—
	(2) 徑 350mm 翼車(甲)	中心より160mm 切線方向	1150°C空冷	"	29.9	51.8	65.7	59.5	—
		中心より70mm 切線方向			31.3	55.2	61.6	67.3	133
		半徑方向			31.2	58.3	64.6	62.0	143
		半徑方向			30.6	56.2	60.0	62.2	—
	(2) 徑 350mm 翼車(乙)	中心より160mm 切線方向	1150°C空冷	"	30.2	56.9	55.5	54.9	—
		中心より70mm 切線方向			30.9	56.4	62.0	63.3	141
		半徑方向			29.2	57.7	64.1	64.8	—
		半徑方向			29.2	57.7	64.1	64.8	—
1-301	(2) 徑 370mm 翼車	中心より155mm 切線方向	1150°C空冷	"	39.0	70.3	37.2	31.4	—
		中心より130mm 切線方向			37.0	63.1	25.4	24.5	—
	"	中心より105mm 切線方向	"	"	39.0	68.6	29.7	24.5	—
	"	中心より80mm 切線方向	"	"	39.0	65.0	27.4	21.0	—
	"	中心部軸方向	"	"	39.9	64.8	15.4	11.8	—
	"	"	950°C空冷	"	45.5	67.2	8.9	9.9	—
	"	中心より155mm 切線方向	1150°C空冷	500°C	—	53.8	26.5	26.3	—
	"	中心より130mm 切線方向	"	"	—	44.6	24.2	24.5	—
	"	中心より150mm 切線方向	"	"	—	53.3	24.1	26.3	—
	"	中心より80mm 切線方向	"	"	—	53.6	26.3	24.5	—
"	"	中心部軸方向	"	"	52.2	13.1	13.7	—	
"	"	"	950°C空冷	"	53.5	10.2	11.8	—	
Timken 16-25-6(4)	徑 240mm 翼車	中心より76mm 切線方向	1200°C油冷 750°C×25hr 油冷	常 温	52.9	87.4	23.7	19.2	—
		中心より44mm 切線方向			51.3	87.4	25.7	24.5	—
	"	中心より15mm 切線方向	"	"	54.1	85.6	20.9	26.3	—
	"	外周軸方向	"	"	54.5	80.9	11.1	11.8	—
	"	中心より76mm 切線方向	"	675°C	42.1	51.2	32.9	34.7	—
	"	中心より44mm 切線方向	"	"	38.2	49.0	26.6	26.3	—
	"	中心より15mm 切線方向	"	"	43.5	52.5	23.6	29.7	—
	"	外周軸方向	"	"	37.7	50.1	24.1	26.3	—



第 1 圖

の強度大なること明らかで、最も強度大なるは Timken 16-25-6 であり I-301, I-306, 18-8-Mo, 18-8-Ti, 18-8 不銹鋼が之についている。

第 2 表は翼車又は翼車軸より採取した試験片の引張試験結果を示す。翼車は据込鍛錬した爲、軸方向と切線或は半径方向の引張試験結果は何れの材質に於いてもかなり相違することが認められるが、同一引張方向の試験片の試験結果は略々等しく均質なる鍛造材なることを示している。

亦第 2 表に示す値は圖に示した試験棒の値と若干の相違を示すことは興味あることである。圖及第 2 表にかかげた以外の第 1 表の各材質についても各々試験棒に鍛伸したもの及翼車の機械的性質を報告し若干の考察を加えたい。

(48) 高クロム不銹鋼の耐酸性の研究 (II)

大阪大學工學部教授 工博 多賀谷正義
同 講師 工〇伊佐重輝

I. 緒 言

昨 27 年度本會春季講演大會に於て Cu, Mo 各 1% を含む 27%Cr, 5%Ni 不銹鋼が 700~1100°C の熱處理に於て非酸化性酸に對する耐蝕性が比較的變動が少く優れていること、及びかゝる高クロム不銹鋼の耐酸性の Ni 添加による改善は 5% 迄に留めるべきで、これ以上の添加は無意味であると同時に、10% に及ぶ多量の添加は 700~900°C の溫度範圍に於て FeCr なる σ 相を析出して耐酸性を悪くすること等を發表した。そこで今回はすべて Ni 5%, Cu, Mo 各 1% を含有せる 25%,

23%, 20% Cr 不銹鋼の 3 種を選び、前回同様 700~1100°C で熱處理し、その硬度及耐酸性の變化を測定し、クロム量減少と耐酸性の關係並びに 800°C 長時間加熱によるこれら高クロム不銹鋼の σ 相生成の状態とその耐酸性に及ぼす影響等を研究し、併せて外國製及國産のオーステナイト系不銹鋼の數種 (Cu, Mo を含有せるもの及 stabilize せるもの) を選び同様熱處理の影響等を比較検討した結果を報告するが、こゝでは主として前者の結果の概要を記す。

II. 實 驗 試 料

前述の如き Ni 5%, Cu, Mo 各 1% を含有する 25%, 23%, 20% Cr 不銹鋼の 3 種をタンマン爐で熔製し、鍛造後約 1000°C より水焼入しこれより 10×10×10mm³ の立方體試片を作製し試料に供した。

オーステナイト系不銹鋼の試料は次の 7 種の商品を用いた。カナダ Atlas 社製 AISI 316 (16-13-3), 同 AISI 321 (stabilized 18-8), 獨逸製 Ramanit (18-8), 國産 JIS ステンレス鋼 11 種乙, 12 種乙, 12 種丙(以上 A 社製), 同 11 種乙 (B 社製)。

III. 實 驗 方 法

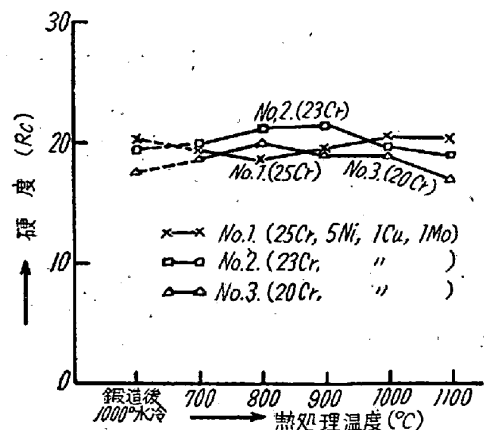
以上の各試料を 700°, 800°, 900°, 1000°, 1100°C で各 1 時間加熱後水焼入し、JIS ステンレス鋼腐蝕試験法に準じ 5% 沸騰硫酸を腐蝕液とし耐酸性を調べた。

硬度は各試料につきロックウェル硬度計 C を以つて測定した。

IV. 實 驗 結 果 並 び に 考 察

(i) 硬度の變化

25, 23, 20% Cr 不銹鋼 (Ni 5%, Cu, Mo 各 1%) の場合熱處理溫度による硬度の變化は、第 1 圖の如くであ



第 1 圖 硬度と熱處理溫度との關係