

Table 3. Chemical composition and rupture strength of 12% chromium heat-resisting steels.

Steel Name.	Steel making Co. (Patentee)	C	Cr	Mo	V	Nb	B	N	Other element	Rupture strength (kg/mm ²) at 650°C		
										100 h	1000 h	10000 h
H 46	Wm. Jessop	0.15	11.5	0.45	0.30	0.25	—	(0.05)	—	22.0	15.0	(6.0)
HGT 4	Hadfields	0.17	11.5	0.60	0.20	0.20	0.025	0.075	Ti 0.10	25.7	16.9	(11.0)
C 422	Crucible steel	0.20	13.0	1.0	0.30	—	—	—	W 1.0	17.5	11.9	—
419	Allegheny Ludlum	0.25	10.5	0.50	0.40	—	—	(0.05)	W 2.5	22.4	13.3	(7.7)
TAF 1E	—	0.16	12.0	1.0	0.2	0.25	0.03	0.03	—	28.0	21.0	14.5

(): Extrapolated value

わかる。

(4) 12%Cr 耐熱鋼の化学成分と破断強度

最近、諸外国、とくに英国、米国などでは 12%Cr 耐熱鋼の研究を非常によくおこない 600°~650°C のクリープ破断強度をいちじるしく改良している。

昨年発表された HGT4 (Hadfields o.) 419 型 (Allegheny Ludlum o.) などは従来のものより高温強度を高めている。

これらの 12%Cr 耐熱鋼と、TAF-1E との 650°C の長時間の破断強度を比較すると Table 3 のごとくなる。これにより TAF-1E が長時間 10000 h においても、非常に強力であることがうかがえる。

IV. 結 言

以上の実験結果を要約するとつぎのごとくなる。

(1) B および N を複合添加した 12%Cr 耐熱鋼の長時間クリープ試験をおこなった結果、B 0.03% および N 0.03% 添加したものがもつともすぐれている。

(2) Ti および B を複合添加した 12%Cr 耐熱鋼は 650°C の短時間のクリープ歪は大きい、クリープ破断時間は Ti および B を添加しないものよりかなり長くなる。

(3) B および N を複合添加した 12%Cr 耐熱鋼は 1250°C から焼入することにより、長時間(10000 h 程度)のクリープ破断強さがいちじるしく改善される。

(4) B を 0.1% 程度添加した 12%Cr 耐熱鋼は 650°C、10000 h 焼戻をおこなってもほとんど硬度は低下しない。

(5) N を 0.1% 程度添加した 12%Cr 耐熱鋼は 650°C、10000 h の焼戻によりいちじるしく硬度が低下する。

(6) B, N, Ti などを複合添加した 12%Cr 耐熱鋼は 650°C、10000 h の焼戻によつてもほとんど硬度は低下しない。

(7) TAF-1E は 650°C、10000 h の破断強度は、HGT4, 419 型などに比べて、はるかにすぐれている。

(111) オーステナイト系耐熱鋼の研究
Study on Austenitic Heat-Resisting Steels

R. Nakagawa, et alii.

金属材料技術研究所 工博 小 西 芳 吉
 東京大学工学部 故 工博 芥 川 武
 " 工 藤 田 利 夫
 金属材料技術研究所 工 ○中 川 竜 一
 " 工 乙 黒 靖 男

I. 結 言

前報で Hayness Stellite 88 系、およびそれに Co, Nb などを加えた材料の組織、時効硬さについて報告した。今回はこの材料に種々の熱処理をほどこした場合のラプチャー時間を求め、また Ni, Co 量を増した材料について時効硬さ、組織およびラプチャー時間をもとめたので報告する。

II. 実 験 結 果

Table 1 に本実験に用いた試料成分をしめした。試料番号 54, 55, 56, 57 は高周波熔解炉で 20 kg 熔解し、1, 2, 7, 12 は高周波熔解炉で 4 kg, 18 は 7 kg 熔解したものである。ラプチャー試験片は 20 mm φ の丸棒に、顕微鏡組織および硬さ試験片は 10 mm 角に鍛造した。

Table 2 に種々熱処理をほどこした試料のラプチャー時間をしめした。ラプチャー試験温度は 800°C で 15 kg/mm, 12 kg/mm² の応力でおこなった。

まず 1200°C および 1250°C の溶体化処理温度に保持する時間の影響をもとめた。1250°C では 15 分間保持して水冷したものより 1 時間のほうが、各試料ともラプチャー時間、伸がすぐれている。これは 15 分間では溶体化がまだ十分でないためと考えられる。

つぎに 1200°C では 1, 2, 5 時間の溶体化処理をほどこしたが、このように時間をかえても、ラプチャー時間はあまり変化がない。

さらに 1200°C で 1 時間溶体化処理したものの時効処理による影響をみると、800°C のラプチャー試験では、

Table 1. Composition of samples (%)

* Addition.

No. of Sample	C	Mn	Si	Ni	Cr	Co	Mo	Ti	Al	Nb	B*	W	N*
54	0.08	1.11	0.59	15.62	15.21		2.60	0.33			0.15	0.48	
55	0.07	0.73	0.58	16.06	12.66	8.55	1.90	0.80			0.15	0.52	
56	0.08	0.77	0.60	15.70	14.16	11.30	2.30	0.57		0.59	0.15	1.02	
57	0.07	0.77	0.67	16.00	15.45	8.75	2.50	0.54		0.54	0.15	1.00	0.05
2*	0.15	1.5	0.6	16	16	8	1.5	2	1.5		0.05	1.0	
7*	0.1	1.5	1.0	25	15	15	3		1.0	1.0	0.05		0.05 VO.3
12*, 18*	0.2	1.5	0.6	20	15	25	4	1.0	1.0	1.0	0.05		

Table 2. Rupture time of various heat-treated samples. (800°C 12 kg/mm² * 15 kg/mm²)

Heat-treatment	Rupture time h. (Elongation %)			
	54	55	56	57
1250°C × 15 mn → W.Q.	9.7*(22.0%)	9.5*(16.7%)	7.8*(19.3%)	15.4*(36.7%)
1250°C × 1 h → W.Q.	24.0*(40.0%)	15.5*(36.0%)	30.8*(37%)	18.3*(40%)
1200°C × 2 h → W.Q.	17.7*(37.3%)	—	17.2*(16.0%)	21.8*(39.3%)
1200°C × 5 h → W.Q.	6.5*(13.3%)	16.6*(25.7%)	87.4 (21.0%)	19.9 (40.7%)
1200°C × 1 h → W.Q. 850°C × 2 h → W.Q.	19.1 (54.0%)	26.4 (57.3%)	44.6 (58.3%)	33.2 (56.7%)
1200°C × 1 h → W.Q. 850°C × 5 h → W.Q.	20.4 (51.0%)	37.1 (53.3%)	30.0 (65.3%)	36.5 (54.7%)
1200°C × 1 h → W.Q. 750°C × 24 h → W.Q.	30.6 (53.3%)	107.1 (48.3%)	52.2 (57.3%)	41.2 (50.0%)
1200°C × 1 h → W.Q. 850°C × 2 h → W.Q. 750°C × 24 h → W.Q.	15.2 (46.3%)	36.8 (34.0%)	37.5 (60.0%)	34.0 (67.1%)

750°C で時効させた方が 850°C で時効させたものより好結果を得た。これは 850°C では硬さ測定でもわかるように、over aging を生じたためであろう。850°C では 2 時間でも 5 時間でも変りがない。750°C 処理の前に 850°C で時効させても、同様に over aging のためよくない。

以上のような材料では、熱処理のみをいかに変化しても、この程度以上のラプチャー強さはえられないので、

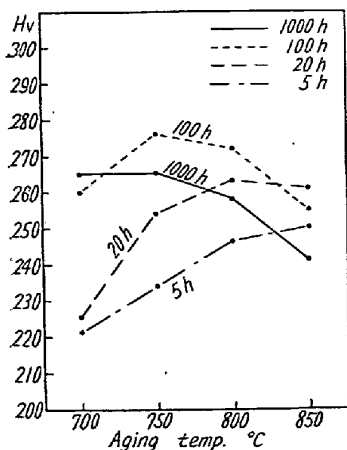


Fig. 1. Solution-treated at 1250°C (No. 12 Alloy.)

さらに Table 1 に示す 2, 7, 12 の試料を溶解した。2 は前述の試料に Al を加えたもの、7 は Ni をましたもの、および 12 は Co をさらにましたものである。

この材料の組織の変化および時効硬さを、各溶体化処理温度と時効温度において測定した。その結果の一部を

Fig. 1 に示した。Fig. 1 は 1250°C で 1 時間溶体化処理をおこない、各温度で時効させた結果をしめすものである。合金組成からも想像されるように、12 が一番安定な傾向をしめしている。

この 12 について、前と同様に 800°C でラプチャー試験をおこなった。結果を Table 3 にしめた。Table 3 では、Table 2 の 54~57 よりはるかにすぐれた性質をしめす。熱処理別にみると、前と同様に 850°C の

Table 3. Rupture time h. of No. 18. (800°C 12 kg/mm² * 15 kg/mm²)

Heat-treatment	Rupture time h (Elongation %)
1250°C × 1 h → W.Q. 750°C × 24 h → W.Q.	398.4 (35.0%)
1250°C × 1 h → air cool 750°C × 24 h → air cool	27.6 (10.3%)
1250°C × 1 h → W.Q. 850°C × 1 h → W.Q. 750°C × 24 h → W.Q.	220.7 (24.3%)
〃	47.1*(55.7%)
1180°C × 3 h → air cool 750°C × 24 h → air cool	101.9 (27.7%)
1250°C × 1 h → W.Q.	231.6 (20.3%)

時効処理は 750°C よりも悪く、また空冷より水冷のほうが好結果をしめしている。1250°C で 1 時間溶体化処理したままのものより、その後に 750°C で 24 時間時効処理を加えるとラプチャー時間を増している。

III. 結 言

1) 前報に引きつづき Hayness Stellite 88 系耐熱鋼の熱処理のラプチャー時間におよぼす影響を調べた。

2) この系では、熱処理のみによりある程度以上のラプチャー強さは望めないで、さらに Ni および Co をまし、Ti および Al を添加した材料の時効硬さなどを調べた。

3) この試料のうち、良好と思われる試料についてラプチャー試験をおこなった。

(112) 16-15-6 型合金の時効について

(耐熱材料における合金元素としての窒素の作用について—Ⅰ)

Aging of 16-15-6 Type Alloys

(On the function of nitrogen as an alloying element in heat-resisting materials—Ⅰ)

R. Tanaka, et alii.

東京工業大学 工博 岡本正三・工〇田中良平

“ 工 佐藤 昭・石塚健雄

I. 緒 言

今日耐熱合金としては Fe 基のみならず、さらに高度の要求に応じて Ni 基、Cr 基合金が注目されるようになり、これら超合金の研究は日を逐つて盛となつてきた。しかしながら一方では稀少高価な元素を節約した経済的な耐熱材料をつくりだそうとする研究もまた重要視されつつある。Timken 16-25-6 合金はガスタービン材料と

してもつとも多く使用されているオーステナイト系耐熱鋼の代表的なものの一つであるが、25% もの多量の Ni を含有しており、耐熱性をおとさずにその Ni 量を減らして、より安価な他元素によつて置換えることは経済的にもまた資源的にも重要な問題である。すでに Ni の一部あるいは全部を Mn で代替する研究をみかけるが、筆者らは鋼の合金元素としての N がオーステナイト形成元素としての役割と同時に、C と異なり鋼の延性を害なうことなくその高温強度を高める作用をもつ点に着目し、N を合金元素として十分に活用しようとの観点から低 Ni Timken 型合金について大気中で安全に熔製し得る N の最大量をもとめるとともに、耐熱性におよぼす N および Ni、C などの影響をしらべた。本報ではそのうち主として時効特性について報告したい。

II. 試 料

試料の配合組成を Table 1 にしめす。熔解原料中 Cr, Mn, Ni, Fe はいずれも電解製, Mo は単体金属として, N は研究室で調製した窒化クロムで, また C は高純度のフェロカーボンで添加した。試料はタンマン炉の急速熔解による熔湯を数本の 6×5×100mm のシェル型にそそいで鑄塊とし、熱間圧延および 1200°C × 1 h の溶体化処理によつて十分均質化して以下の実験に供した。表中 N0~N4 は他元素量を一定にして 0~0.4% の N の影響をみるためのものであるが、N 0.4% 配合の N4 は熔製時に多量の N₂ ガスの放出によつて健全な鑄塊がえられなかつたので、本系合金の大気中熔製で安定に合金化することのできる N 量は約 0.3% が限度と思われる。そこで N を 0.3% に一定し、Ni 13~Ni 17 は Ni 13~17% の影響を、また C10 および C15 は 0.15% までの C の影響を調べるために調製し、また比較のため標準組成の Timken 16-25-6 合金も熔製した。

Table 1. Charge composition (%) of alloys used.

Mark	Cr	Ni	Mn	Mo	C*	N*
N 0	16.0	15.0	7.5	6.0	0 (0.05)	0.0 (0.01)
N 1	16.0	15.0	7.5	6.0	0 (0.06)	0.1
N 2	16.0	15.0	7.5	6.0	0 (0.05)	0.2
N 3	16.0	15.0	7.5	6.0	0 (0.05)	0.3 (>0.25)
N 4	16.0	15.0	7.5	6.0	0 (0.05)	0.4
Ni 13	16.0	13.0	7.5	6.0	0 (0.05)	0.3 (>0.22)
Ni 14	16.0	14.0	7.5	6.0	0 (0.04)	0.3
Ni 16	16.0	16.0	7.5	6.0	0 (0.04)	0.3
Ni 17	16.0	17.0	7.5	6.0	0 (0.04)	0.3 (>0.24)
C 10	16.0	15.0	7.5	6.0	0.10 (0.11)	0.3
C 15	16.0	15.0	7.5	6.0	0.15 (0.16)	0.3
Timken 16-25-6	16.0	25.0	1.0	6.0	0 (0.05)	0.15

* The figures appearing in parentheses show those by chemical analysis.