

上では強サの差が認められなかつた。

IV. 総括

本実験を総括するとつぎのようになる。

(1) 溶体化処理時間を長くするとカタサは徐々に低下し、これに同一条件の時効処理をすると、溶体化処理時間の長いほど、カタサおよび引張強サは増大する傾向にある。

(2) 4h の溶体化処理後、時効処理時間を変えた処理を行うと、カタサならびに引張強サともほとんど差異は認められない。

(3) (2) と同条件の熱処理後の高温引張試験およびラプチャー試験結果も時効処理時間の影響はほとんど認められない。

以上の通りであるが、一般にオーステナイト系超合金は 1100°C 以上の溶体化処理と時効処理を行い、固溶した炭化物を析出硬化させ強サを向上させているが、工業的意味より、溶体化処理 4h という短い熱処理を行つてみたが、今後はさらに溶体化処理時間を延長した実験を行いたい。

(157) γ' 析出型耐熱合金の高温強度特性におよぼす基質安定度と Ti/Al 比の影響

(γ' 析出型耐熱合金の系統的研究—Ⅲ)

日本冶金工業川崎製造所

加藤 正一

Influence of Structural Stability and Ti/Al Ratio on High-Temperature Properties of Gamma-Prime Precipitated Heat-Resisting Alloys.

(Systematic studies on gamma-prime precipitated heat-resisting alloys—Ⅲ)

Shoichi KATOH.

I. 緒言

第 1 報¹⁾および第 2 報²⁾においては、Fe-Ni-Cr-Co 4 元系のオーステナイト相内で、Ni 基合金から Fe 基合金に至るまで、基質組成を種々変化させた γ' 析出型耐熱合金の高温強度特性、および時効処理による析出過程

について報告した。その際 Co 0~20% を含む Ni 基合金に Fe を多量に加え、基質組成が Fe 基合金へと移ると、時効硬化および高温強度特性に害をおよぼす β 相が析出することを知り、Fe-Ni-Cr-Co pseudo-ternary diagram 上に β 相の析出する基質組成範囲を決定した。

今回は上記理由を参考にして、 γ' 析出型耐熱合金として、もつとも経済的な基質組成を有する合金を求めめるために、 β 相析出に対する基質安定度を種々変化させた組成を選定し、これに Mo, W による solution hardening と Ti, Al による precipitation hardening 効果を複合させた場合の析出硬化特性と高温強度特性の関係を究明した。

II. 試料と実験方法

試料の化学組成は Table 1 に示す。すなわち Co 0% および 20% の 2 系列を選び、いずれも基質安定度を変化させるために Ni 含有量を 20 から 35% まで約 5% おきに变化させ、Mo 3%, W 2% を solution hardening の目的で添加した計 5 種の合金につき Ti/Al=1/1, Ti/Al=4/1, (Ti+Al=4%) の 2 種を選び、合計 10 種の合金組成を選定した。

試料の溶製は、純金属およびフェロアロイを用い、25 kW 高周波真空誘導炉により炭素脱酸を行ない、約 10 kg 溶解し 40mm ϕ × 1 mm 丸棒に鍛造後、これを消耗電極として 2,000 アンペア真空アーク溶解炉にて約 1 μ Hg 下で二段溶解を行つた。得られた鋼塊は 16mm ϕ 丸棒にまで鍛伸し各種試験の供試材とした。

時効硬化試験は 1180°C, 2h の固溶化処理を行なつた試料につき、また高温引張試験およびクリープ・ラプチャー試験は、1180°C 2h + 760°C 20h 時効処理を行なつた試料を用いた。

III. 実験結果

1) 時効硬化特性

Fig. 1 は各試料の 732°C, 1,000h までの時効硬化曲線を示す。Ti/Al 比の異なる各系列とも 1/2~1h 程度の短時間で 250 VHN 前後にまで急激に硬化し、その後硬度増加は徐々に進行し、10h から 100~200h でやや急激となり、その後 1,000h まで最高硬度を維持している。しかしその最高硬度は Ni 含有量の多いものほど高い。また Ti/Al 比については 1:1 より 4:1 のものの方が時効硬化性大である。815°C の時効硬化曲線は Fig. 2 に示すごとく、1/2h までに急激に硬化し、その

Table 1. Chemical compositions (%) of specimens studied

Alloys	C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Fe	Mo	W	Ti	Al
N25CT2	0.109	0.64	0.86	16.10	25.94	18.00	28.00	2.73	2.25	1.95	2.18
N20CT2	0.047	0.49	0.84	16.19	19.30	18.00	37.00	2.87	2.28	1.90	1.98
N32T2	0.047	0.63	1.03	15.96	32.16	—	41.00	2.75	2.14	2.20	2.33
N28T2	0.031	0.61	0.95	15.74	28.23	—	45.50	2.86	2.16	2.17	2.48
N25T2	0.057	0.47	0.79	16.10	24.23	—	49.80	2.76	1.94	1.83	2.00
N25CT3	0.125	0.58	0.99	15.79	25.81	17.63	30.00	2.81	1.96	3.30	0.75
N20CT3	0.113	0.51	1.75	15.84	22.35	17.50	36.80	2.88	1.80	3.75	1.02
N32T3	0.062	0.54	0.86	15.55	32.20	—	41.00	2.85	2.05	3.52	0.89
N28T3	0.090	0.57	1.28	15.93	28.39	—	46.05	2.62	1.77	2.91	1.09
N25T3	0.108	0.58	1.04	16.21	24.03	—	50.00	2.85	1.93	3.72	0.42

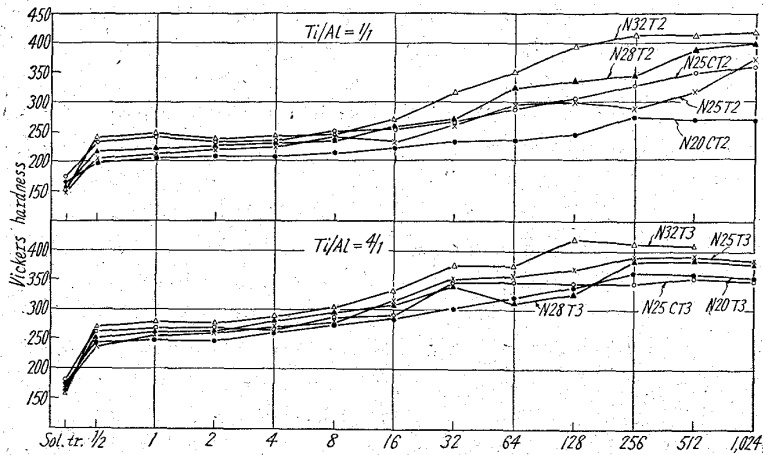


Fig. 1. Relations between hardness and aging time at 732°C.

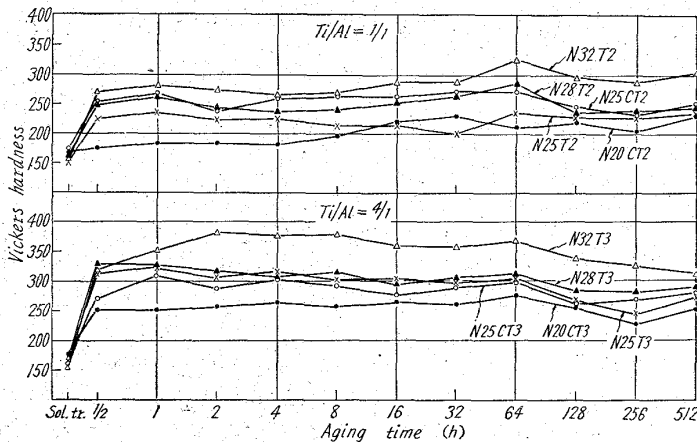


Fig. 2. Relations between hardness and aging time at 815°C.

後ほとんど変化なく 500h まで硬度を維持している。また 815°C においても 732°C と同様 Ni 含有量の高いものほど、得られる時効硬度は高く、Ti/Al=4/1 の方が Ti/Al=1/1 のものよりも高い。

2) 短時間高温引張試験

Fig. 3 は各系列試料の短時間高温引張試験結果を示す。Ti/Al=1/1 および 4/1 の各系列ともに各温度において基質安定度の高いものほど引張強さは高い値が得られている。また Ti/Al=1/1 の系列では高温度における引張強さの低いものほど、温度の増加とともに伸びおよび絞りはいちじるしく増大する。しかし Ti/Al=4/1 の系列では、このような傾向は認められず、高温度における引張強さはやや大である。

3) クリープ破断試験

Fig. 4 に各系列試料の 732°C にやるクリープ破断試験結果を示す。Ti/Al=1/1 および 4/1 の各系列とも Ni 含有量が高く基質安定度の高いものほど、クリープ破断強度は高い値が得られている。また基質安定度の低いものほど、長時間後の破断強度はβ相などの高温強度に害をおよぼす析出相の現れるためか強度低下がいちじるしい。またこの傾向は Ti/Al=1/1 の系列の方がいちじるしい。本系合金は、Mo,

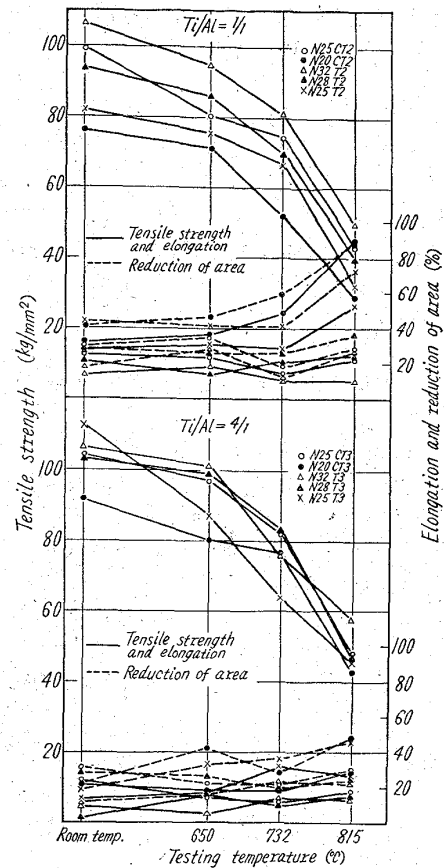


Fig. 3. Short-time tensile properties of various alloys. (Heat treatment=1180°C, 2h+760°C 20h aging)

W のごとき solution hardening 効果が主となる元素と、Ti および Al のごとく、γ' 相析出による precipitation hardening 効果が主となる元素を同時に添加したときの複合効果を知るために、図中に LCN-155 ベース合金に Mo 3%, W 1% のみ加えたものと、Ti 2%, Al 2% のみ加えた試料のラプチャー強度³⁾を示した。こ

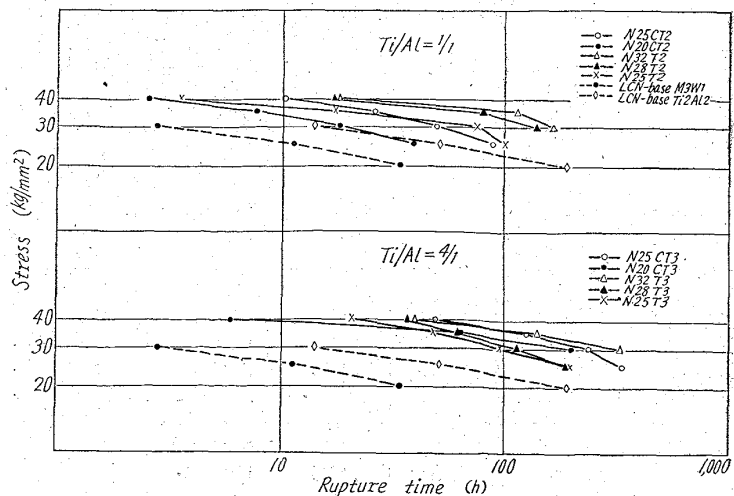


Fig. 4. Rupture strength properties of various alloys at 732°C. (Heat treatment=1180°C 2h+760°C 20h aging)

これらの値と本系合金の値とを比較すると、Ti/Al=1/1の系列ではLCNベース Ti2, Al2 試料より 100h 破断強度が 10kg/mm 以上改善されているものもあるが、同じ基質組成を有する N20CT2 は、Ti 2% Al 2%のみ加えた試料より長時間破断強度が低下の傾向を示している。これは本基質組成に Mo 3, W 2, Ti 2 および Al 2% を加えることは過剰であり、組織の安定度を害する結果と考えられる。しかし Ti/Al=4/1 の系列では、このような現象は認められず、N20CT3 の 100 h ラプチュア強度は、Ti 2% Al 2% のみ加えた試料より 10kg/mm² 以上のいちじるしい改善が得られている。また各試料ともラプチュア強度は、概して Ti/Al=1/1 系列よりも Ti/Al=4/1 の方が良好な結果が得られており、長時間後の強度低下も少ない。これは高温強度に害をおよぼすβ相などの析出相が関係してくるものと考えられる。また Co 含有量の影響については、余り明らかでないが、Fe 基合金に 20% まで加えても組織の安定性を害し高温強度の点からも余り効果はないように考えられる。

以上の関係を組織の安定性と高温強度を結付けて考察したい。

文 献

- 1) 加藤: 鉄と鋼, 47 (1961), 1697.
- 2) 加藤: 鉄と鋼, 47 (1961), 1473.
- 3) 加藤: 日本金属学会誌, 25 (1961), 663.

669.14, 669.112, 224, 669.112, 224
: 621.085.365

(158) 炭素鋼の熱処理後の組織におよぼす前処理ならびに添加元素の影響について P.613~614

(鋼の熱処理条件とオーステナイトの均一性—II)

住友金属工業中央技術研究所

岡田 隆 保

Some Effects of Preliminary Heat Treatments and Alloying Elements on the Reheat-Treated Structures of Plain Carbon Steels.

(Relations between the conditions of heat treatment and homogeneity of austenite— I)

Takayasu OKADA.

I. 緒 言

前報^{1), 2)}において、炭素鋼 (0.4% C) における熱処理後の組織におよぼす前処理の影響を検討し、フェライト・パーライト組織を Ac₁ 変態点近傍の温度であらかじめ加熱すると、この組織は再熱処理時にいちじるしく消去され難くなり、熱処理後の組織中に前組織と形状ならびに位置的に対応を持つ組織の再現してくることをウィドマンステッテン状組織の消去過程の観察によつて示した。またこの場合の前処理条件、再熱処理時におけるオーステナイト化条件、前組織の消去時間の3者の関係について述べた。

これらの結果よりこのような前処理の効果は、前処理加熱中に生ずる組織変化、特に含有合金元素の挙動と密接な関係を有することが推察された。

そこで本報では、前処理効果の生ずる原因をさらに明確にすることを目的とし、添加元素の影響を前処理条件との関連において知るために、合金元素を単独に添加した鋼を溶製し、これについて前処理条件、オーステナイト加熱条件、前組織の消去特性の三者の関係を検討した。この結果について述べる。

II. 供試材および実験方法

供試材は小型真空溶解炉を用いて、電解鉄を主原料とし、これに Si, Mn, Ni, Cr を単独に添加して溶製した。この化学成分を Table 1 に示す。断面約 30mm × 60mm の鑄塊を 15mm φ または 15mm φ に鍛伸し、以下の実験に供した。

Table 1. Chemical compositions of specimens.

Alloys	Marks	Chemical composition (wt%)						
		C	Si	Mn	Ni	Cr	P	S
Fe-C	B32	0.51	0.10	0.11	tr	tr	0.007	0.008
Fe-C-Si	B38	0.42	1.00	0.02	〃	〃	0.007	0.006
	B47	0.46	0.73	tr	〃	〃	0.004	0.006
	B55	0.32	0.18	0.44	0.01	〃	0.004	0.008
Fe-C-Mn	B50	0.46	0.22	tr	0.77	—	0.012	0.006
Fe-C-Ni	B51	0.39	0.20	〃	0.92	—	0.007	0.007
	B45	0.46	0.10	〃	tr	0.50	0.007	0.007
Fe-C-Cr	B45	0.46	0.10	〃	tr	0.50	0.007	0.007
	B59	0.32	0.04	〃	〃	0.55	0.007	0.008

実験方法は前報²⁾と同様で、あらかじめ供試材に前処理として Ac₁ 変態点近傍における等温加熱を与えておく。これをオーステナイト化温度に加熱すると加熱時間の増加とともに漸次前組織が消去される。この過程を常温冷却後の組織中に前組織と対応を持つ組織の残留の有無を観察することによりより求め、合金元素の影響を検討した。

ここで用いた前処理条件を Table 2 に示す。前処理はウィドマンステッテン状組織を得るための第一段の高温処理と Ac₁ 直下(熱処理 I の場合)または Ac₁ 直上(熱処理 II の場合)の等温加熱の第二段処理よりなっており、後者が本実験でいう前処理の意味を持つている。前者は前組織残留の有無の追跡を容易にするため特徴ある組織を得るための処理である。各熱処理に際しては、

Table 2. Preliminary heat treatments.

Marks	Preliminary heat treatment		Microstructure during the heating of the second step
	First step	Second step	
I	1230~1300°C × 40mn → 50~150°C/h*	700°C × 10, 25, 50, 100, 200h → air cool	Ferrite + Pearlite
II	〃	735~760°C* × 10, 25, 50, 100, 200h → air cool	Ferrite + Austenite + Residual carbide

* The most suitable conditions of heat treatment for each alloy were selected