

- 4) E. W. Weinman, R. F. Thomson, A. L. Boegehold. T. ASM. 44 (1952) 803
 5) 濱住: 「鐵鋼及特殊鋼」(1944) 204

- 6) A. G. Allten, P. Payson. T. ASM 45 (1953) 498

ガスタービン用耐熱鋼の研究 (V)

(昭和 28 年 10 月本会講演大会にて講演)

小柴 定雄*・九重 常男**

INVESTIGATION OF HEAT-RESISTING STEEL FOR GAS TURBINES (V)

Sadao Koshiba Dr. Eng. and Tsuneo Kuno

Synopsis:

In the heat resisting steel, the W and Mo were often used for the purpose of elevation of the creep strength in high temperature. The authors studied the effect of W, Mo and (W+Mo) contents on the aging of Ni-Cr-Co austenitic heat-resisting steel containing 15% Ni, 20% Cr and 15% Co.

The authors first examined the change of their hardness due to various heat treatments of each sample: i. e. the solid-solution treatment and aging, and then observed the microstructure.

As results of these experiments, the most moderate composition and heat treatment for Ni-Cr-Co austenitic heat-resisting steel were found. The optimum conditions were as follows: (1) The most suitable composition, W 3.0~5.0%, Mo 3.0~5.0%, W+Mo (3+5~(5+3)%; (2) the treatment at 1200~1250°C, for the solution treatment, and 700~750°C, for the aging temperature, and the aging time for 6~12 hours.

I. 緒 言

耐熱鋼の耐蝕性を良好ならしめる為には組織はフェライト或はオーステナイトの単一相からなる事が望ましい。しかしフェライトは 500°C 以上の高温となれば急速に強さを低下し、オーステナイト鋼は 600°C 以上の高温に長時間さらされると炭化物或は窒化物を析出し耐蝕性を害するが、この反面炭化物或は窒化物の析出はクリープ抵抗を増す利点がある。この為 C と結合し易い元素を添加してオーステナイト中の C を安定にすると共に高温のクリープ強さを向上させる。W 及び Mo は共に C と結合し易く高温強度を増す上に最も有効で極めて有用な元素であり Ni-Cr-Co 系耐熱鋼に添加しその影響について研究を行った。

II. タングステンの影響

- (1) 溶体化処理温度と硬度との関係
 W 2.0~8.0% の影響を見る為第 1 表の如き試料を

第 1 表

元素 試料	C	Si	Mn	Ni	Cr	Co	W
W1	0.48	1.05	1.24	14.78	20.84	14.57	2.13
W2	0.42	0.96	1.21	14.26	20.81	14.65	4.37
W3	0.46	1.11	1.47	14.88	21.53	14.27	6.57
W4	0.44	1.07	1.61	15.03	20.97	15.21	8.41

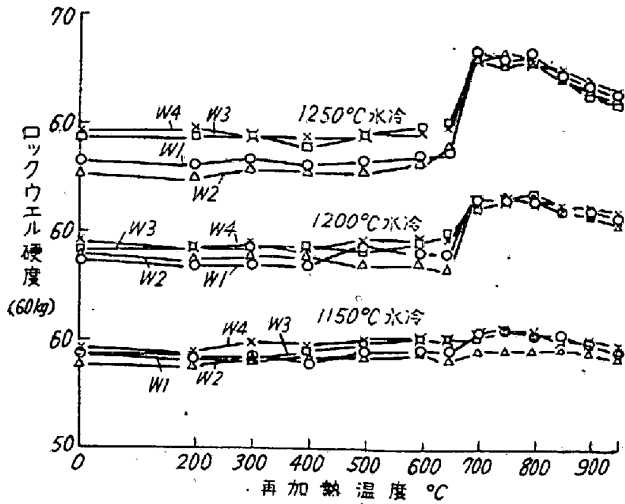
調整した。尚試料の作製並に実験方法は前報¹⁾と同様にして行つた。上記試料について 1150~1250°C の溶体化処理温度に於ける硬度の変化を調べた。その結果各試料共溶体化処理温度の高くなるに従つて硬度は次第に低くなる。又各溶体化処理温度を通じ W の高い試料程概ね高い硬度を示す。

(2) 再加熱温度と硬度との関係

溶体化処理温度 1150, 1200°C 及び 1250°C より水中冷却した試料について再加熱温度を 950°C 迄変え硬度

* 日立製作所安来工場, 工學博士

** 日立製作所安来工場

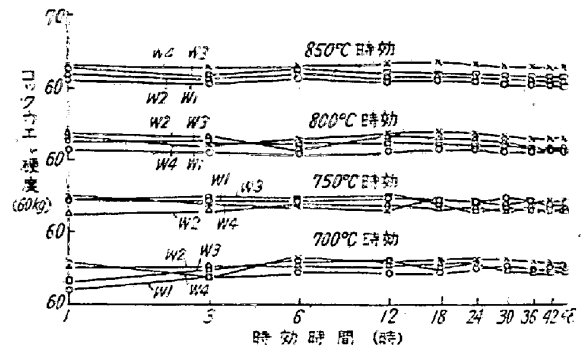


第1圖 再加熱温度と硬度との關係 (Wの影響)

の変化を調べた。これを第1図に示す。1150°C 水冷の場合 W1, W2 及び W3 は 650°C より稍硬度は高くなり 750°C で最高硬度を示す。W4 は 700°C より硬度は高くなり 800°C で最高硬度を示す。1200°C 水冷の場合 W1 は 650°C より稍々急激に硬度は高くなり、700°C で最高硬度を示し、W2, W3 及び W4 は W1 と同様 650°C より硬度は高くなり、W2 は 700°C, W3 及び W4 は 800°C で夫々最高硬度を示す。1250°C 水冷の場合は各試料共 650°C より可成り急激に硬度は高くなり、W1 は 700°C, W2 は 750°C, W3 及び W4 は 800°C で夫々最高硬度を示す。以上の実験結果を綜合すれば析出硬化は溶体化処理温度の高くなるに従つて著しく、最高硬度の得られる再加熱温度は溶体化処理温度の高くなるに従つて低温側に移動する。又 W 量に依つては W の高くなるに従つて最高硬度の得られる再加熱温度は高温側に移動する。

(3) 時効時間と硬度との關係

1250°C より水冷した試料を 700, 750, 800 及び 850°C の4種の温度に 48 時間時効して硬度を測定した。この結果を第2図に示す。700°C 時効の場合 W1 は時効時間3時間迄硬度は高くなり、3時間以後は時間が長くなつても硬度に大差ない。W2 及び W3 は6時間迄硬度は高くなり、6時間以後時間の長くなるに従つて硬度は次第に低くなる。W4 は3時間で硬度は低くなり、6時間では逆に高くなる。6時間以後硬度は次第に低くなる。750°C 時効の場合 W1 は時間の長くなるに従つて硬度は次第に低くなる。W2 は6時間迄硬度は高くなり6時間以後硬度は次第に低くなる。W3 は W1 と同様の傾向を示す。W4 は 12 時間迄硬度は低くなり 18 時間で稍々高くなる。800°C 時効の場合 W1 及び W2 は



第2圖 時効時間と硬度との關係 (Wの影響)

6時間迄硬度は低くなり、6時間より12時間で硬度は高くなる。12時間以後硬度は次第に低くなる。W4 は3時間で稍々硬度は低くなり、3時間より18時間迄硬度は高くなる。18時間以後硬度は次第に低くなる。850°C 時効の場合 W1, W2 及び W3 は3時間で硬度は低くなり、3時間より6時間迄硬度は高くなる。而してこの傾向は W3 が最も著しく次いで W2, W1 となる。6時間以後硬度は次第に低くなる。W4 は時間により硬度に大差ない。



第3圖 W4 ×400
1250°C 水冷 800°C 1hr 時効

(4) 顕微鏡組織

各試料共 1250°C 溶体化処理しに W1, W3 及び W4 は 800°C, W2 は 750°C に夫々1時間時効して組織を調べた。その結果炭化物が稍々大きく何れの試料にも析出しているが W の多い試料程此の傾向は著しい。第3図に W4 の組織を示す。

以上の実験結果より適当な W 量を決定するに W は前述せる如く高温に於ける強度を増大せしめ、又クリープ抵抗を強めるが、耐蝕性は反つて悪くなる。実験結果に依れば W 量により再加熱硬度並に時効硬度に大差ないが組織上から W の少い試料は炭化物が細かい点と鍛造性の良い点とを考え W は 3.0~5.0% が適当と思考する。

III. モリブデンの影響

1) 溶体化処理温度と硬度との関係

Mo 2.0~8.0% の影響を見る為第2表の如き試料を調整した。各試料共 Mn 及び Ni が稍々低い。前述と

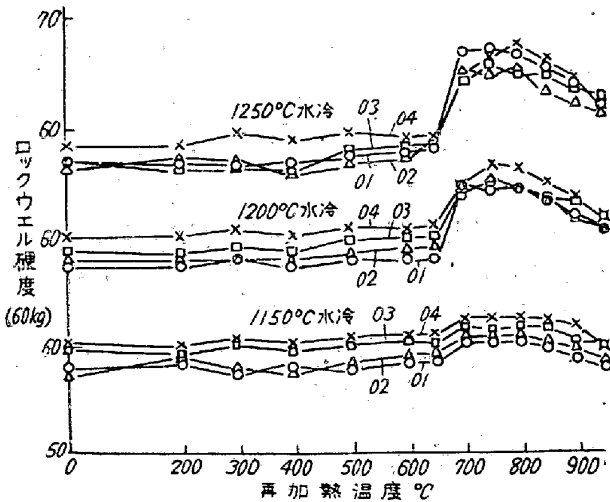
第2表

元素 試料	C	Si	Mn	Ni	Cr	Co	Mo
O 1	0.47	0.92	1.44	14.60	20.19	16.59	2.01
O 2	0.44	0.87	1.34	14.57	22.21	14.10	4.16
O 3	0.44	0.79	1.68	13.66	20.84	14.46	5.97
O 4	0.51	0.91	1.66	14.16	21.86	13.99	8.44

同様溶体化処理温度と硬度との関係を調べた。その結果によれば O 2 を除く各試料は溶体化処理温度の高くなるに従つて硬度は低くなり、O 2 は 1200°C で最高硬度を示す。而して各温度を通じ O 4 が最も高い硬度を示す。

2) 再加熱温度と硬度との関係

前述と同様再加熱温度と硬度との関係を調べた。これを第4図に示す。図に示す如く 1150°C 水冷の場合各

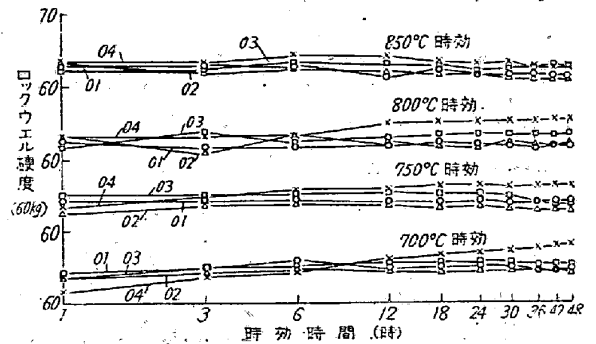


第4図 再加熱温度と硬度との関係 (Mo の影響)

試料共 650°C より硬度は稍々高くなり、O 1 は 750°C O 2 及び O 4 は 800°C、O 3 は 850°C で夫々最高硬度を示す。而して O 4 が最も硬度高く次いで O 3、O 2 となり O 1 が最低硬度を示す。1200°C 水冷の場合各試料共 650°C で稍々急激に硬度は高くなり、O 1 は 700°C O 2 及び O 4 は 750°C、O 3 は 800°C で夫々最高硬度を示す。1250°C 水冷の場合は各試料共 650°C より急激に硬度は高くなり O 1 は 700°C、O 2 及び O 4 は 800°C、O 3 は 750°C で夫々最高硬度を示す。

3) 時効時間と硬度との関係

前述と同様時効時間と硬度との関係を調べた。これを第5図に示す、700°C 時効の場合 O 1、O 2 及び O 3

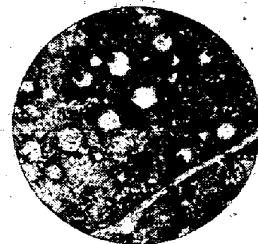


第5図 時効時間と硬度との関係 (Mo の影響)

は時効時間6時間迄硬度は高くなるが、6時間以後は時間が長くなつても硬度は殆んど変わらない。O 4 は時間の長くなるに従つて硬度は次第に高くなる。750°C 時効の場合 O 1 は時間により硬度に大差なく、O 2 は3時間迄硬度は高くなり、以後時間の長くなるに従つて硬度は次第に低くなる。O 3 は時間の長くなるに従い硬度は低くなり、O 4 は18時間迄高くなり、以後大差ない。800°C 時効の場合 O 1 は時間の長くなるに従つて硬度は低くなる傾向にある。O 2 は3時間で低く、6時間で高くなり、12時間以後は時間の長くなるに従い硬度は低くなる。O 3 は3時間で硬度は高くなるが以後時間により硬度に大差ない。O 4 は12時間迄硬度は高くなり、12時間以後時間により硬度は変わらない。850°C 時効の場合 O 1、O 2 及び O 3 は時間の長くなるに従つて硬度は低くなる傾向にある。O 4 は6時間迄硬度は高くなり、12時間以後は時間の長くなるに従つて硬度は次第に低くなる。

4) 顕微鏡組織

各試料共 1250°C に溶体化処理し O 1、O 2 及び O 3 は 750°C、O 4 は 800°C に夫々1時間再加熱して組織を調べた。これによれば O 1 は細い炭化物がオーステナイト地中に析出した普通の組織であるが、O 2、O 3 と Mo 量が高くなれば異常な炭化物が結晶粒界に沿って析出している。この炭化物は一部 Cr を含んだ Mo を主体とする炭化物と思われる。更に Mo が高く O 4 となれば粒界に析出した炭化物以外にオーステナイト地中に可



第6図 O 4 ×400 (2/3 縮寫) 1250°C 水冷 800°C 1hr 時効

成り大きな炭化物が認められる。第6圖にO4の組織を示す。

以上の実験結果により適当なMo量を決定するに、Moを添加すれば高温に於ける強度は大となり、クリープ抵抗も大となるが、多量の添加は耐酸化性を害し、且高温に於ける加工性を害する。実験結果より検討すれば、Moの高い試料は再加熱硬度は高く又時効硬度も比較的安定しているが、組織的には寧ろMoの低い方が望ましく、且高温加工性がCoを含有することから著しく悪くなるものと考えられMoは3.0~5.0%が適当と思考する。

IV. タングステン-モリブデンの影響

1) 溶体化処理温度と硬度との関係

W+Mo (2+4)~(4+2)% の影響を調べる為第3表の如き試料を調整した。

第3表

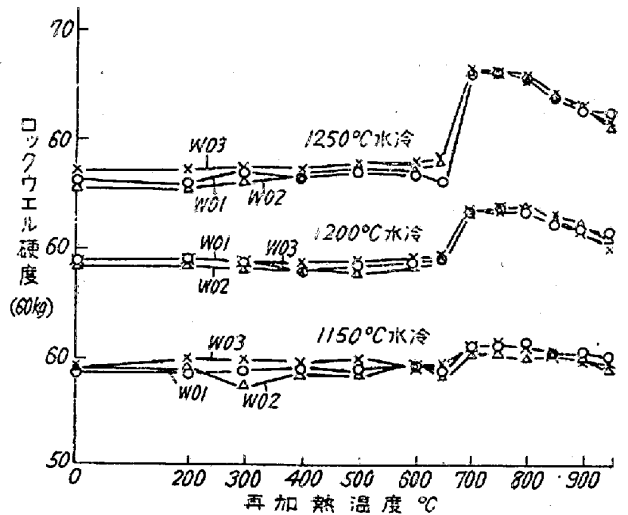
試料	元素			
	C	Si	Mn	Ni
WO 1	0.46	1.21	1.41	14.87
WO 2	0.41	1.01	1.52	14.91
WO 3	0.48	1.34	1.38	15.00
試料	元素			
	Cr	Co	W	Mo
WO 1	21.00	14.58	2.11	4.12
WO 2	20.57	14.61	3.41	3.02
WO 3	21.80	15.30	3.99	1.98

前述と同様 1150~1250°C の溶体化処理温度に於ける硬度の変化を調べた。その結果によれば各試料共溶体化処理温度 1200°C迄硬度に大差ないが、1250°Cで稍々急激に硬度は低下する。

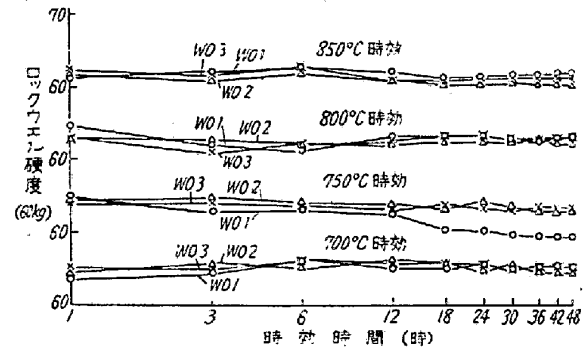
2) 再加熱温度と硬度との関係

前述と同様再加熱温度と硬度との関係を調べた。これを第7圖に示す。1150°C 水冷の場合各試料共再加熱温度 600°C 附近迄温度により硬度に大差ないが、650°C 附近より稍々硬度は高くなり WO1 は800°C, WO2 及び WO3 は 750°C で夫々最高硬度を示す。1200°C 水冷の場合各試料共 650°C より稍々急激に硬度は高くなり、WO1 は 750°C, WO2 及び WO3 は 800°C で最高硬度を示す。而して各再加熱温度を通じ試料間の硬度は殆んど認められない。1250°C 水冷の場合各試料共 650°C より急激に硬度は高くなり、750°C で夫々最高硬度を示す。

3) 時効時間と硬度との関係



第7圖 再加熱温度と硬度との関係(W-Moの影響)



第8圖 時効時間と硬度との関係(W-Moの影響)

前述と同様時効時間と硬度との関係を調べた。これを第8圖に示す。700°C 時効の場合各試料共時効時間6時間迄硬度は高くなり、12時間以後時間の長くなるに従って硬度は次第に低くなる。750°C 時効の場合 WO1 は 12時間迄稍々硬度は低くなり、12時間以後稍々急激に硬度は低下する。WO2 及び WO3 は3時間で僅かに硬度は高くなり、以後時間の長くなるに従って硬度は低くなる傾向にある。800°C 時効の場合 WO1 は6時間迄硬度は低くなり、12時間で稍々高くなり、12時間以後は時間により硬度に大差ない。WO2 は時間により硬度に大差なく、WO3 は3時間で硬度は稍々低く、3時間より 12時間迄は逆に高くなり、12時間以後は大差ない。850°C 時効の場合 WO1 は6時間迄硬度は高くなり、6時間以後時間の長くなるに従って硬度は次第に低くなる。WO2 及び WO3 は3時間で稍々硬度は低くなり、6時間では高くなり、12時間以後時間の長くなるに従って硬度は次第に低くなる。

4) 顕微鏡組織

各試料共 1250°C に溶体化処理し、750°C に1時間再加熱して組織を調べた。その結果によれば WO1 は

可成り大きな炭化物が点在し、WO₂ は粒界に沿つて炭化物の析出が認められる。WO₃ は細かい炭化物が一様に析出している。W+Mo の組織は前述の Mo の影響に於いて述べた組織と比較すれば、WO₁ は O₄、WO₂ は O₂、WO₃ は O₁ と類似の組織を示し W より Mo の方が炭化物に大きな影響を与える事が判る。

以上の実験結果より適当な (W+Mo) 量を決定するに再加熱硬度は試料により大差なく、時効硬度は WO₁ を除けば可成り安定して居り、前述の W 及び Mo の影響の結果も勘案して (W+Mo) は (3+5)~(5+3)% が適当と思考する。

V. 結 言

上述の結果を要約すると次の通りである。

(1) Ni-Cr-Co 系耐熱鋼の時効に及ぼす W, Mo. 及び W+Mo の影響を調べた。

(2) 溶体化処理, 時効温度及び時効時間の硬度に及ぼす影響並に顕微鏡組織を観測した。

(3) W, Mo 及び W+Mo の最も適当と思考される組成を次の如く提案した。

W 3.0~5.0%, Mo 3.0~5.0%, (W+Mo) (3.0+5.0)~(5.0+3.0) (昭 29—1月寄稿)

文 献

小柴, 九重: ガスタービン用耐熱鋼の研究第3報
鐵と鋼, 第39年第5号 (1954) p.505

白心可鍛鑄鐵の脱炭特異層生成に関する研究 (I)

(ミルスケールによる脱炭の場合)

(昭和 27 年 11 月本会講演大会にて講演)

茨 木 正 雄*・島 野 宏*

STUDIES ON FORMATION OF THE DISTINCTIVE LAYER OF WHITE-HEART MALLEABLE CAST IRON (I)

Masao Ibaragi and Hiroshi Shimano

Synopsis:

The characteristic structure of white-heart malleable castings in their distinctive outer layer was described. It was compared with the microstructure of the peeled one on which was studied by J.C.W. Humfrey and others in England. By microscopic examination, sulphur print and chemical analysis, it was recognized that such a sulphide penetration as in the case of the peeled layer did not exist in this layer but on the contrary desulphurization occurred.

Under various conditions, white castings were decarburized with mill-scales and tested by a microscope, and it was manifest that the time or the temperature of decarburizing process did not give any influence on the depth of the distinctive layer, but the pearlite band which existed in this layer/metal interface changed considerably. In consideration of the furnace atmosphere the mechanism of formation of this layer was described.

I. 緒 言

我々は多年にわたり白心可鍛鑄鐵の組織を観察しているが、夫等の鑄物の外層に特異な組織が存在していることを認めている。即ち鑄物の表面から 0.2mm 内外の深さの部分に亘つて塊状或は微粒子状の酸化物が集中析出し粒界酸化を起し、パーライトの析出しているものも

ある。これらのパーライトが特異層と内部フェライト層との境界部で帯状を形成している場合も多々認められた。

写真 1 は代表的特異組織を有する白心可鍛鑄物の顕微鏡写真で、写真 2 はその試料の特異組織中のパーライト

* 大阪大學産業科學研究所