

エーテル試薬でエッチして析出物を拡大観察すると Fig. 3 のごとくである。AIN 含有量は No. 238 より 242. の方が多いが肉眼的観察でも平均してこの傾向が認められる。

3) 次にこの析出物が AlN であることを確認するために電子顕微鏡による反射回折を試みた。その結果を Table 2 に示す。炭素および Cr-Mo 肌焼鋼共に AlN の存在が認められ、しかも Fe, Mo あるいは Cr の窒化物、または W. Koch のいう cubic nitride らしいものは、この試料においては認められなかつた。

Table 2. Electron diffraction for deposits.

281	132	AlN*	
		d _{hkl}	I _r
2.72	2.75	2.70	90
2.46	2.45	2.49	80
—	—	2.36	90
1.79	1.83	1.83	50
1.53	1.58	1.56	100
1.40	1.46	1.42	100
—	—	1.35	40
—	—	1.33	100
1.31	—	1.31	70

* by ASTM-card.

Table 3. Qualitative spectrum analysis on the ester-halogen residue.

Specimen	Mn	Cu	Ni	Cr	Al	Mo
268(30 mmφ)	+	+		tr.	+	+++
279(")	++	+++		tr.	+	+++

注 +印の多いものは存在量が多い。

4) 鋼の中に存在する状態での AlN の顕微鏡的観察と並行して、エステルハロゲン法によつて AlN を地鉄から分離して分析を利用して検討した。炭素および Cr-Mo 肌焼鋼のエステルハロゲン残渣の定性分光分析結果を Table 3 に示す。これによると特に Cr-Mo 肌焼鋼の場合、Cr や Mo に比して Al はかなり多量に存在することが認められる。(勿論、この Al には AlN の他に Al_2O_3 等の Al 也含まれている。) 次に Cr-Mo 肌焼鋼を取り上げて、そのエステルハロゲン残渣の定量化学分析を行なつた。各試料について若干差はあるが、大体 Al が 5.0 に対し Cr および Mo は 0.2 あるいはそれ以下の割合で存在していることが認められた。したがつて窒化物としては量的に AlN が圧倒的に多く存在するものと思われる。

IV. 結 言

炭素および Cr-Mo 肌焼鋼についてオーステナイト結

晶粒の成長性と各温度における AlN 含有量との間に密接な関連性を認めた。

さらに AlN について顕微鏡による拡大観察を行ない、それと共に電子回折によって AlN であることを確かめた。これと並行して特に Cr-Mo 肌焼鋼に現われる窒化物が主として AlN であることを分析によつて確かめた。

(73) 不锈鋼の熱処理における加熱速度の影響

The Effect of Heating Rate on the Heat-Treatment of Stainless Steels

T. Mori, et alius.

東京工業大学 工博 作井誠太・工○森 勉

オーステナイト不绣鋼冷間引抜管の、急熱による軟化現象については、Hodierne 等の報告¹⁾があるが、われわれは 18-8 不绣鋼の圧延板について、急熱による軟化の実験を行なつたので、この結果について報告する。

I. 試料および実験方法

試料の分析値は、Table 1 に示す通りである。

Table 1.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.094	0.91	0.72	0.045	0.019	9.43	19.10	0.16

圧延板の圧下率は、20, 30, 40, 50, 60, 80% の 6 種であつて、厚さはすべて 0.14 mm である。熱処理は、徐熱の場合には加熱速度を 10°/mn とし、所定の温度に達したら、直ちに水冷した。急熱の場合には直接電流を通して加熱し、所定の温度に達した時に直ちに水冷するようにした。この場合の加熱速度は約 10⁴°/s である。熱処理後各試料について、硬度、腐蝕量、帶磁率、粒度、顕微鏡組織を調べた。

II. 実験結果

(a) 硬度

以上の方法で各温度まで加熱した試料の軟化の有様は、例えれば加工度 80% のものについては、Fig. 1 に示すごとく、徐熱の場合には軟化は約 600°C より始まり、急熱の場合には約 900°C より始まつてゐる。すなわち急熱は軟化の始まる温度を約 300°C 上昇させる。このことはあらゆる加工度のものについて同様であつて X 線による再結晶温度の決定によれば、加工度が大になる程再結晶温度は低くなり、また徐熱と急熱との温度

差も小さくなることがわかつた。

(b) 帯磁率

加工によつて生じたマルテンサイトの消失状況を、磁場の強さ 1500 エルステッドのもとにおける帶磁率によつて検討すると、加工度 80% のものでは、Fig. 2 のようになる。これによれば、徐熱の場合には約 600°C で急激にマルテンサイトが減少しているが、急熱の場合には、これよりやや高温で減少を開始している。ここに注目すべきことは、(1) ある温度範囲では、急熱の際の方が、マルテンサイトの減少がいちじるしく、(2) マルテ

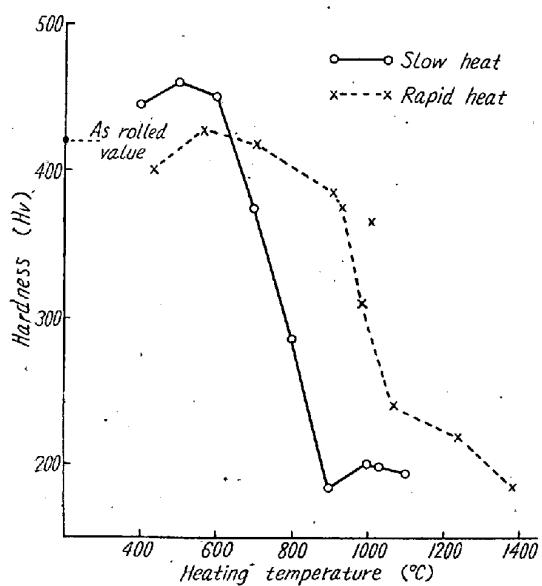


Fig. 1. Effect of heat treatment on hardness.

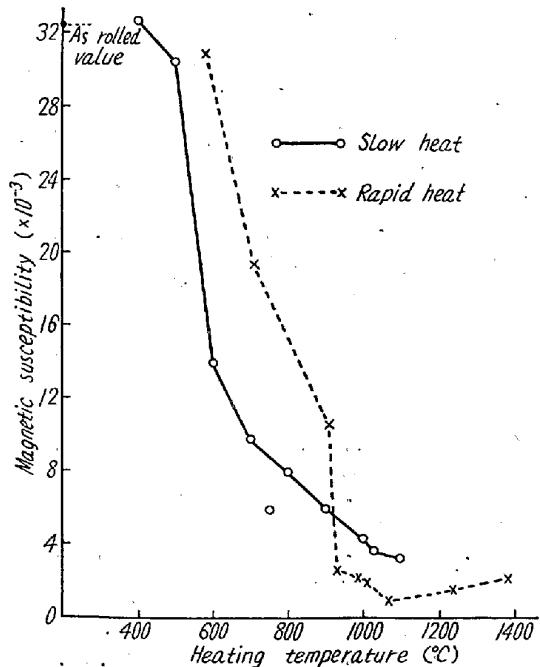


Fig. 2. Effect of heat treatment on magnetic susceptibility.

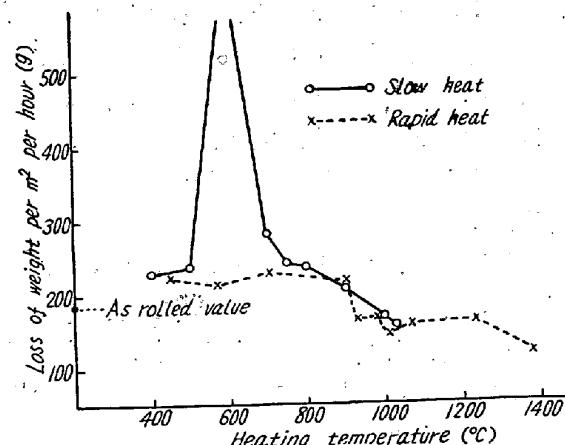


Fig. 3. Effect of heat treatment on corrosion in boiling 5% H_2SO_4 solution.

ンサイトがいちじるしく減少する温度でも、硬度は依然として減少しないことである。

(c) 粒界腐蝕

炭化物の析出現象が、徐熱と急熱ではどう違うかを見るために、5% 硫酸沸騰溶液によつて、腐蝕試験を行なつた。この結果を加工度 80% のものについて示すと、Fig. 3 のようになる。徐熱の場合には、加熱温度約 600°C で最大腐蝕量を示し、加熱温度が上ると、炭化物の凝集および再溶解が起つて、腐蝕量は減る。急熱の場合には、このような大きな腐蝕量を示す温度がない。したがつて急熱に際しては、炭化物の析出が起らないと考えて差支えないであろう。またこのことは顕微鏡組織によつても確かめた。

(d) 再結晶粒度

急熱が、微細な再結晶粒を招くといふことはよくいわれているが、本実験においても再結晶直後の結晶粒度を比較して、Fig. 4 のごとき結果を得た。すなわち急熱は結晶粒をいちじるしく微細化する。

III. 結 言

加工させる不銹鋼の焼鈍に際しては、軟化、加工マ

Fig. 4. Recrystallized grain size.

ルテンサイトのオーステナイト化、炭化物析出、再結晶組織の生成等の諸現象が見られ、おののの現象は、特有の速度を以つて進行する。したがつて加熱速度如何によつては、抑制される現象もあり、またいちじるしくおくれる現象もある筈である。本実験でも急熱によつて炭化物析出は完全に抑えられ、しかも軟化現象は充分に進行し、軟化焼鈍の目的を達し得る。その際マルテンサイトの減少が、急熱の方がいちじるしいのは意外であつた。いずれにしても、急熱による焼鈍が、優秀な方法であることが判明したが、工業的にこのような急熱が実施されるか否かは、また別の問題であろう。

なお 13 Cr 不锈鋼についても目下同様な実験を行つてゐるので、その結果についても併せて報告する。

文 献

- F. A. Hodierne, C. E. Homer: J. Iron, Steel Inst. 171 (1952), 249.

(74) 低合金鋼の高温強度について (IV)

On the High Temperature Strength of Low Alloy Steels (IV)

S. Yamamoto, et alii.

神戸製鋼・岩屋工場 工土屋秀介
〃 神戸研究部 理中野平
〃 〃 工〇山本俊二
〃 高砂工場 谷藤弥寿生

I～III報においては、蒸気タービンローター素材として代表的鋼種につき、クリープおよびクリープ破断試験を行ない、そのクリープ性による各鋼種の特色、V, Ni等の効果および一部実際製品の熱処理効果について報告した。

今回は、Cr-Mo-V および Ni-Mo-V 2 鋼種につき、その熱処理条件の変化のクリープ破断強度におよばす効果について実験した結果を報告する。

I. 供 試 材

供試材は Table 1 に示すとき成分の Cr-Mo-V および Ni-Mo-V 2 鋼種で、いづれも 100 KVA 塩基性高周波電気炉により熔製し 30 mm ϕ に鍛伸後 850°C \pm 1 h

Table 1. Chemical composition of specimens tested.

Sort of steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
Cr-Mo-V	0.34	0.50	0.15	0.007	0.012	0.17	0.12	1.29	1.24	0.25
Ni-Mo-V	0.34	0.65	0.25	0.009	0.012	0.15	2.60	0.47	0.39	0.071

Table 2. Heat treatment of specimens tested.

Sort of steel	Variation of	Heat treatment
Cr-Mo-V	Quenching speed	1000°C · 2 h \rightarrow 850°C · O. Q., 720°C · 4 h A. C. 〃 → 〃 A. C., 〃 〃 → 〃 F. C., 〃
	Austenitizing temperature	1000°C · 2 h \rightarrow 850°C · A. C., 720°C · 4 h A. C. 1100°C → 〃, 〃, 〃 1200°C → 〃, 〃, 〃
	Tempering temperature	1000°C · 2 h \rightarrow 850°C · A. C., 500°C · 4 h A. C. 〃 → 〃, 600°C, 〃 〃 → 〃, 720°C, 〃
	Quenching speed	850°C · 2 h O. Q., 680°C · 4 h A. C. 〃 A. C., 〃 〃 F. C., 〃
Ni-Mo-V	Austenitizing temperature	850°C · 2 h A. C., 680°C · 4 h A. C. 1000°C · 2 h \rightarrow 850°C · A. C., 〃 1150°C · 2 h → 〃, 〃, 〃
	Tempering temperature	850°C · 2 h A. C., 500°C · 4 h A. C. 〃, 600°C, 〃 〃, 680°C, 〃