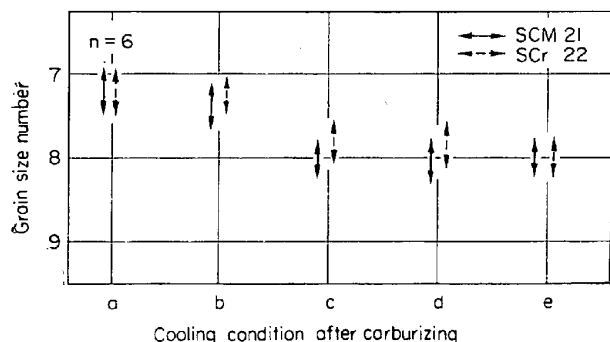


a : Slow cooling (about 100°C/hr) b : Slow cooling until 720°C and water quenching c : Air cooling
d : water quenching e : Slow cooling until 830°C and holding 20 min and water quenching

Photo. 2 Microstructure of the austenite grain at the each kind of cooling condition after carburizing, 925°C × 6 hr. ×100(2/3)

Table 2. Chemical composition of specimen (%).

Grade	No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al
SCr 22	1	0.22	0.24	0.70	1.05	—	0.022
	2	0.22	0.30	0.74	1.07	—	0.047
	3	0.22	0.29	0.72	1.01	—	0.042
SCM21	1	0.17	0.23	0.69	1.02	0.23	0.032
	2	0.16	0.26	0.75	1.05	0.25	0.032
	3	0.16	0.28	0.73	1.02	0.24	0.032



Cooling condition after carburizing

a : Slow cooling (about 100°/hr)
b : Slow cooling until 720°C and water quenching
c : Air cooling
d : Water quenching
e : Slow cooling until 830°C and holding 20 min and water quenching

Fig. 2. Relation between the austenite grain size and cooling condition after carburizing, 925°C × 6hr.

3.2 実験結果

各冷却条件で処理した後、オーステナイト結晶粒度を測定した。なお焼入れしたもので通常の腐食液では粒界の現出しないものは前記の活性剤を添加した腐食液を用いた。その結果は Fig.2 に示すごとく、冷却速度の遅い条件 1, 2 は条件 3, 4 より結晶粒が大きく現出し、粒度番号で 0.5~1.0 位の差があった。徐冷したものについてはセメントナイトネットが一部切れており測定誤差も

考えられるが、720°C まで徐冷した後水冷したものではセメントナイトネットが明りようであることより測定誤差とは思われない。また確認の意味で 1.2%炭素鋼について大気中で 925°C × 6hr 加熱後冷却条件を変えてみたが同じ結果を得た。

浸炭後の冷却条件とオーステナイト結晶粒の関係を Photo. 2 に示した。

2. 結 言

1) 焼入れによる熱処理粒度現出方法としては、鋼材を焼入れまたは焼入れ焼戻し後、活性剤を添加した腐食液で direct に結晶粒界を現出させることができる。他の方法は複雑な熱処理を必要とするか、または粒界の現出性に乏しく普遍性に欠けているように考えられる。

2) 浸炭粒度は浸炭後の冷却速度に影響され、冷却速度が遅い場合は速い場合より結晶粒が大きく現出し、その差は粒度番号で 0.5~1.0 くらいある。

冷却速度により浸炭粒度に差がある原因については今後の問題として究明していきたい。

文 献

1) G. A. DREYER, D. E. AUSTIN and W. D. SMITH: Metal Progress, 86 (1964), p. 116

669.112.227.1: 220.146.3
: 669.15'24'26'28'29'30'31'32'33'34

(248) 結晶粒微細化傾向におよぼす化学成分の影響

(オーステナイト結晶粒に関する研究—Ⅲ)

日本製鋼所室蘭製作所

○本間 亮介・鈴木 公明

Effect of Chemical Composition on the Tendency of Grain Refining

(Studies on austenitic grain—Ⅲ)

Ryōsuke HOMMA and Kōmei SUZUKI

1. 結 言

前回までの報告¹⁾²⁾において、大型回転軸用として用いられている Ni-Cr-Mo-V 鋼が、同一熱処理をおこな

Table 1. Chemical composition of materials tested. (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	ΣAl	ΣN	Remarks
1	0.19	0.29	0.35	0.013	0.010	3.05	1.89	0.42	0.12	0.008	0.0135	Standard
2	0.19	0.34	0.40	0.013	0.008	3.06	4.10	0.43	0.12	0.008	0.0175	Higher Cr
3	0.19	0.28	0.36	0.013	0.010	3.05	0.06	0.41	0.20	0.010	0.0131	None Cr. Higher V
4	0.29	0.27	0.39	0.013	0.010	3.02	1.84	0.41	0.12	0.009	0.0122	Higher C
5	0.19	0.28	0.37	0.012	0.008	3.05	0.55	0.41	0.10	0.009	0.0121	Lower Cr
6	0.19	0.28	0.36	0.013	0.013	3.05	0.06	0.41	0.10	0.007	0.0110	None Cr
7	0.19	0.27	0.35	0.012	0.010	3.03	1.89	0.05	0.12	0.007	0.0125	None Mo
8	0.20	0.29	0.35	0.014	0.014	3.10	1.85	0.42	tr.	0.002	0.0133	None V
9	0.09	0.27	0.36	0.012	0.011	3.05	1.88	0.41	0.11	0.007	0.0124	Lower C

つた場合に他の一般的な構造用鋼に比して粗大なオーステナイト結晶粒 (以後単に結晶粒と記す) を呈しやすいく、また同一オーステナイト化温度で得られる結晶粒度が、前処理あるいは加熱条件などによつて比較的敏感に変わりうることを明らかにした。

本報告ではこのような Ni-Cr-Mo-V 鋼の性質に対する化学成分の影響についてのべる。

2. 試験方法

Table 1 に用いた試験材の化学成分を示す。この試験では Steel 1 を標準鋼とし、これの C, Cr, Mo および V の 4 元素の含有量を変えた 9 種の試験材を溶製した。従来結晶粒度を左右する因子としてはいろいろなのが挙げられているが、最近ではたとえば前処理の影響に関する今井らの報告²⁾にもものべられているごとく、AlN の挙動がもつとも注目されている。一方 KULA と COHEN³⁾、および WEBSTER と ALLEN⁴⁾の報告では粗大結晶粒生成の因子として炭化物の挙動が注目されている。この試験ではこれらの諸因子のうち、炭化物の挙動を重要視して上記 4 元素の含有量を変化させた。参考までに Table 1 には Al および N 量を示してあるが、試験材溶製にあたっては特にこれらの調整はおこなわなかつた。

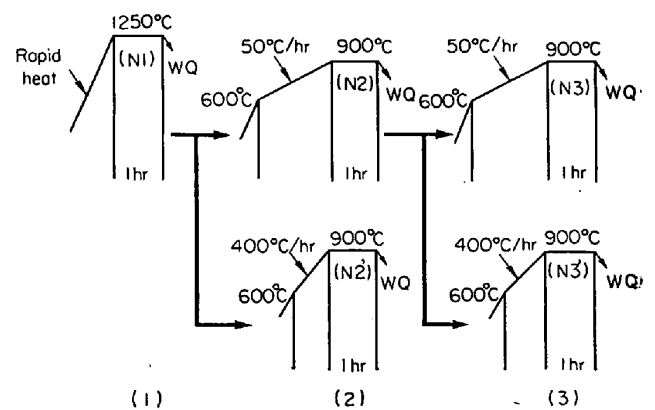
各試験材とも高周波電気炉で溶解し、5 kg 鋼塊としたものを 15 mm × 15 mm の角棒に鍛造し、さらに 15 mm 立方の小試片として熱処理した。

Fig. 1 に熱処理線図を示す。均一化処理をかねた 1250°C 処理に続く、50°C/hr の加熱速度による連続した 2 度の 900°C 処理と、各 900°C 処理の際に加熱速度を 50°C/hr と 400°C/hr とに変えた場合とからなる。

前報²⁾でのべたごとく、ここで取扱う Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒が粗大化しやすいのは、いわゆる結晶粒粗大化温度が低いためではなく、光学顕微鏡的には比較的初期に形成される結晶粒がすでに粗大化しているもので、したがつてこの場合は初期に形成される結晶粒の大小が論議の対象となる。50°C/hr の加熱速度による 2 度の 900°C 処理は、単なる繰返し加熱による結晶粒度の変化が化学成分によつてどのように影響されるかをみようとしたもので、900°C なる温度は初期

結晶粒がほぼ完全に形成され、かつほとんどサイズ変化のおこらない温度²⁾として選定された。

加熱速度の結晶粒度におよぼす影響については、研究



N1, N2, N2', N3, N3': Austenitic grain size obtained at each process (ASTMNo).

Fig. 1. Austenitizing processes.

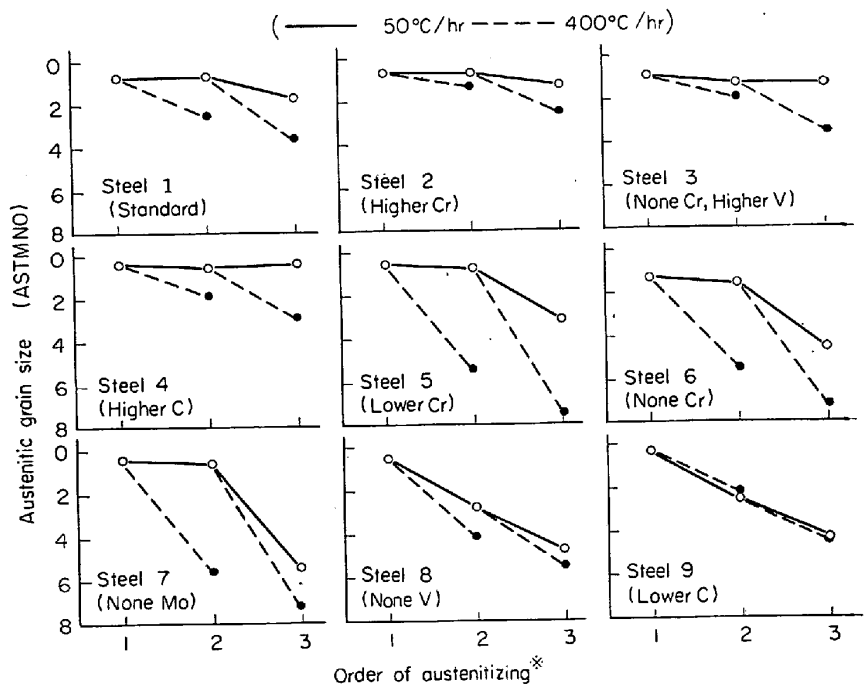


Fig. 2. Changes of austenitic grain size with progress of austenitizing processes.

(※: c f. Fig. 1)

者によつて必ずしも結果が一致していない。たとえば (GROSSMANN⁷⁾ は炭素鋼について影響のないことを報告しており、一方 WEBSTER と ALLEN⁸⁾ は Ni-Cr-Mo-V 鋼について急速加熱による細粒化を認めている。また前報⁹⁾ においては Ni-Cr-Mo-V 鋼および Ni-Mo-V 鋼で明りように影響が認められた。50°C/hr と 400°C/hr の加熱速度による 900°C 処理は、結晶粒度の加熱速度に対する感受性が化学成分によつてどのように変わるかをみようとしたものである。

結晶粒度判定法は前報と同様で、熱処理後の試験片の表面から 2 mm 以上削除した面を被検面とし、ピクリン酸飽和水溶液に表面活性剤を添加した試薬による腐食で結晶粒界を現出させ、比較法によつて ASTM No. を求めた。

3. 試験結果ならびに考察

Fig. 2 に各オーステナイト化処理にもなう結晶粒度の変化を示す。粒度変化の状況から 9 種の試験材はつぎの 3 グループに分類できる。

グループ A : Steel 1~4. 50°C/hr の加熱速度による 2 度の 900°C 処理でほとんど微細化がおこらず、また急速加熱によつて微細化するが、その程度はさほど大きくない。

グループ B : Steel 5~7. 50°C/hr の加熱速度による 2 度の 900°C 処理のうち、はじめの処理では大きな粒度変化はなく、2 度目で明らかに微細化がおこる。加熱速度の影響はとくにはじめの 900°C 処理で顕著に現われる。

グループ C : Steel 8 および 9. 50°C/hr の加熱速度による 900°C 処理ではその都度明りよな微細化がおこるが、加熱速度の影響はもつとも小さく、とくに Steel 9 の場合は実質的に影響は認められない。

Table 2 は各熱処理間の結晶粒微細化の度合い (以後微細化度と記す) を、ASTM No. の差で示したものである。微細化度の大小によつて上述の 3 グループの特徴が明らかに示されているが、一方最終熱処理終了までの全体の微細化度をみると、これの比較的小きなグループ (グループ I) と大きなグループ (グループ II) に大別され、前者には前記のグループ A が属し、後者にはグループ B および C が含まれる。これを化学成分上の特徴と

対応させると、グループ I は標準鋼を含め、これより合金元素量の高目のものであり、グループ II は C, Cr, Mo, V のいずれもが低目のものであることが知られる。すなわち、C, Cr, Mo および V はいずれも Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒微細化傾向に影響をおよぼし、これらが高目となることによつて微細化を困難にする作用のあることが知られる。

つぎに、これらの元素のうちの 1 元素のみを単独に変えた場合 (他の 3 元素は標準鋼と同程度に含まれている) について、2, 3 検討してみる。

Fig. 3 は 50°C/hr の加熱速度で 900°C 処理をおこなつた際の化学成分と微細化度との関係である。比較を容易にするため、横軸の化学成分は標準鋼 (Steel No. 1) との差で示してある。1250°C 処理後のはじめの 900°C 処理においては (Fig. 3 a), C, V 量の低い時にのみ微細化がおこり、Cr, Mo 量が変わつても微細化はほとんどおこっていない。一方 2 度目の 900°C 処理においては (Fig. 3 b), 各元素とも影響が明らかで、含有量の増加によつて微細化度が減少している。

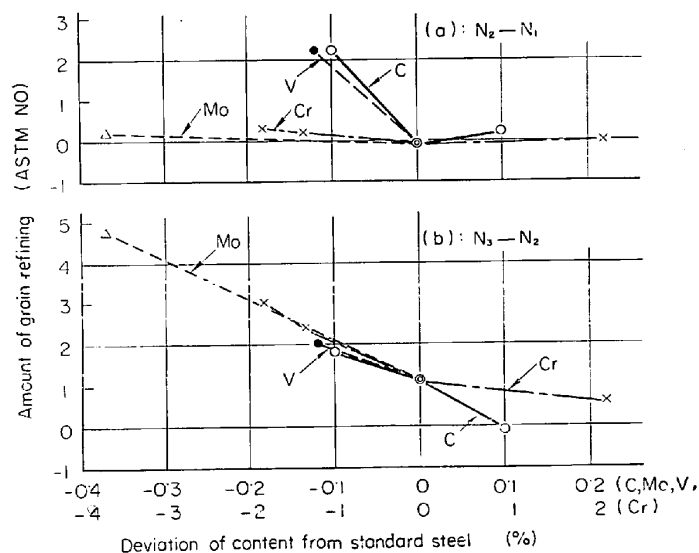


Fig. 3. Relations between amount of austenitic grain refining due to repetition of austenitizing and content of each element.

Table 2. Amount of austenitic grain refining by various austenitizing processes.

Group	Steel	Remarks	Due to repetition of austenitizing		Due to rapid heating		Total amount		Group
			N2-N1	N3-N2	N2'-N2	N3'-N3	N3-N1	N3'-N1	
A	1	Standard	-0.1	1.1	1.9	1.9	1.0	2.9	I
	2	Higher Cr	0.1	0.6	0.7	1.3	0.6	1.9	
	3	None Cr. Higher V	0.3	0.1	0.8	2.2	0.4	2.6	
	4	Higher C	0.2	-0.1	1.4	2.5	0.1	2.6	
B	5	Lower Cr	0.2	2.4	4.7	4.3	2.6	6.9	II
	6	None Cr	0.3	3.0	4.0	2.7	3.3	6.0	
	7	None Mo	0.2	4.8	5.0	1.8	5.0	6.8	
C	8	None V	2.2	2.0	1.4	0.8	4.2	5.0	
	9	Lower C	2.2	1.8	-0.2	0.1	4.0	4.1	

N1, N2, N2', N3, N3' : grain size (cf. Fig. 1)

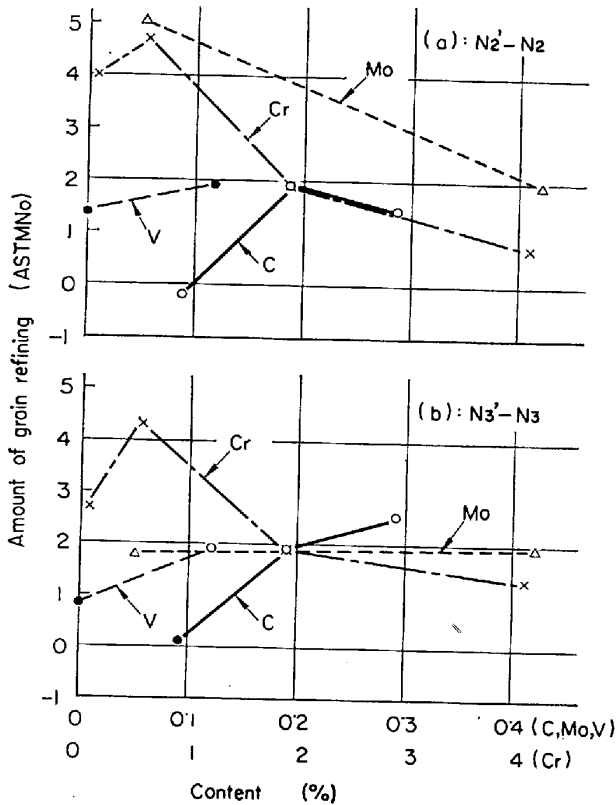


Fig. 4. Relations between amount of austenitic grain refining due to rapid heating and content of each element.

Fig. 4 は急速加熱による微細化度と化学成分との関係である。はじめの 900°C 処理の場合に注目すると (Fig. 4 a), Cr, Mo はその含有量の低下によって微細化度を増大させるが, C, V は逆に含有量の低い範囲で微細化度を減少させる傾向が示されている。2 度目の 900°C 処理 (Fig. 4 b) の場合も, Mo の影響が見掛け上みられなくなっている以外は同様の傾向を示している。

Fig. 3 および 4 から, C, V の影響と, Cr, Mo の影響とがやや異なることが明らかであるが, これを要約すればつぎのようになる。すなわち, C, V 量を減少させると前処理 (今の場合は 1250°C 処理のまま, および引き続き 900°C 処理を 1 度おこなった状態をいう), あるいは加熱速度に対する感受性が小さくなり, 容易に微細化がおこなわれるようになる点で, Cr, Mo の影響と異なるのである。換言すれば, たとえ Cr, あるいは Mo が存在しなくても, C, V がある程度以上存在することにより, 繰返し加熱による微細化を困難にし, また効果的な微細化をおこなうためには急速加熱を要する場合が生じるのである。Table 2 におけるグループ II がさらにグループ B と C に分れるのは, Cr, Mo の作用と C, V のそれとのこのような違いによるものであることはいうまでもないが, さらに上述のことから, はじめにのべた Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒の挙動の特異性に対しては, C, V がその支配的な因子となつていことが指摘される。

以上にのべた C, Cr, Mo および V の Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒微細化傾向におよぼす影響が, どのような機

構によつてもたらされるかについての考察は, ここでのべた試験の範囲ではおこないえないが, これらの元素が炭化物として作用しているものとするれば, C 量の高低が炭化物の量に直接影響すること, また V が Cr, Mo に比して炭化物生成傾向が大きく, その炭化物がいちぢるしく難溶性であることなどが重要な示唆を与えるものと考えられる。

4. 結 言

Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒微細化傾向におよぼす C, Cr, Mo および V の影響を, 繰返し加熱ならびに急速加熱による結晶粒微細化度の変化にもとづいて検討し, つぎの結果を得た。

(1) C, Cr, Mo, V はともに影響をおよぼし, これらの含有量が多くなるにつれて微細化を困難にする。

(2) 標準成分のものから各元素を単独に変えた場合, C あるいは V 量のある程度以下に減少させると, 前処理, あるいは加熱速度のいかんにかかわらず容易に微細化がおこなわれるようになるが, Cr あるいは Mo はこれを取去つた場合でも, 効果的な微細化をおこなうためには適当な前処理あるいは加熱速度を必要とする。

(3) したがつて, Ni-Cr-Mo-V 鋼の結晶粒の挙動に対しては, これら 4 元素中とくに C および V の影響が支配的に重要であることが明らかである。

文 献

- 1) 本間: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2181
- 2) 本間: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2183
- 3) 今井, 佐々木, 香川: 鉄と鋼, 48 (1962) 12, p. 1592
- 4) 今井, 佐々木: 日本金属学会誌, 28 (1964) 7, p. 371
- 5) E. KULA and M. COHEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 46 (1954), p. 727
- 6) D. WEBSTER and G. B. ALLEN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962) 7, p. 520
- 7) M. A. GROSSMANN: Trans. Amer. Soc. Metals, 22 (1934), p. 861

669.15.24.28.292-194
:669.14-1394:621.28.01

(249) Ni-Mo-V 鋼の熱処理特性について (大型鍛鋼品の基礎的研究—Ⅲ)

三菱製鋼, 長崎製鋼所

竹下勝人・竹内秀光・堀田敏男・○福田悦郎
On the Heat-Treatment Characteristics of Ni-Mo-V Steel

(Fundamental study of large forging—Ⅲ)

Katsuo TAKESHITA, Hidemitsu TAKEUCHI
Toshio HORITA and Etsurō FUKUDA

1. 結 言

Ni-Mo-V 鋼は低圧タービンローター材, 発電機ローター材などの重要な大型鍛鋼品に広く使用されているがその最大の理由は直径, 肉厚の大きな材料でも比較的均一なすぐれた機械的性質が得られること, および FATT (特性 Fracture Appearance Transition Temperature) がすぐれていることなどである。