

文 献

- 1) K. RUTTEWIT: Metall., 14 (1960), p. 769
- 2) 佐野, 袁輪, 小坂: “学振19委資料” 7263 (1962)
- 3) E. SCHEIL, W. PÜNGEL, R. STENKOFF: Arch. Eisenhüttenw., 9 (1935), p. 303
E. SCHEIL: Z. Metallk., 27 (1935), p. 76
E. SCHEIL, H. WURST: Z. Metallk., 29 (1937), p. 224
- 4) 河合益夫: “金属理化学” 上, 山海堂, 東京 (昭21), p. 104
- 5) C. J. SMITHELLS: “Metal Reference book” London (1949), p. 322
- 6) M. HANSEN: “Der Aufbau der Zweistoff-Legierungen” Berlin (1936), p. 761
- 7) H. GRUBISCH: Berg-u. Hüttenm., j.b., 84 (1936), p. 47
- 8) 広田鋼藏: “反応速度” 共立出版, 東京 (1957), p. 148
- 9) H. SCHLICHTING: “Boundary Layer theory” perg-press N.Y., (1955), p. 75
- 10) M. EISENBERG, C. TOBIAS, C. WILKE: Chem. Eng. Prog. Sump. Series, 51 (1955), p. 1
- 11) 広田鋼藏: 前出, p. 150
- 12) A.E.C: “Liquid Metal Handbook” N.Y., (1952), p. 42
- 13) C. J. SMITHELLS: 前出, p. 409
- 14) 渡辺元雄: “金属精錬総論” 丸善, 東京 (1960), p. 132

数種の低合金鋼の連続冷却変態特性*

邦 武 立 郎**・岡 田 隆 保***

Continuous Cooling Transformation Characteristics
of Some Low Alloy Steels.

Dr. Tatsuro KUNITAKE and Takayasu OKADA

Synopsis:

Continuous cooling transformation characteristics have been determined for four grades of steels which are being used as rotor shaft materials. Data on continuous cooling transformation characteristics of these low alloy steels were collected from literatures and were summarized together with the present result.

Critical cooling rates for the formation of pearlite and bainite were obtained respectively for twenty kinds of low alloy steels including four steels in the present paper, and steels were classified according to the critical cooling rate in consideration of actual cooling rates for larger mass. These steels have a so-called bainitic hardenability. Remarkably larger differences in critical cooling rate among steels were observed in the formation of pearlite rather than in the formation of bainite. The prediction of the critical cooling rate for the pearlite formation from the ideal critical diameter calculated by the conventional empirical formula was difficult for these steels with relatively large alloy contents. The effect of Ni on the critical cooling rate for the pearlite formation was remarkable. In mainly bainitic structures, the appearance of bainite was different among steels and this seemed to have a profound influence on hardness. The structural appearance of bainite was significantly dependent on the temperature of formation. Addition of Cr lowered this temperature, resulting in a fine distribution of carbides in bainite.

(Received 16 Jun. 1964)

I. 結 言

タービンローターおよび発電機ローターなどの大型鍛鋼ローター軸の熱処理について、必要な基礎的データをを得るため、代表的な鋼種を選んで連続冷却変態を研究し、まず各供試鋼の連続冷却変態特性を明らかにした。

次いでこの種ローター材の熱処理特性について従来の知識を内外の文献に求め、諸鋼種間の連続冷却変態特性の

* 昭和37年4月本会講演大会にて発表
昭和39年1月16日受付

** 住友金属工業株式会社中央技術研究所, 理博

*** 住友金属工業株式会社中央技術研究所

Table 1. Steels investigated.

Designation	Alloy system	Chemical composition (wt. %)									$Ac_1 \sim Ac_3$ °C
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	
A	2Ni-3Cr -0.7Mo	0.32	0.35	0.42	0.031	0.027	1.99	2.94	0.67	0.05	742~823*
B		0.27	0.25	0.30	0.030	0.024	1.98	2.92	0.67	0.05	749~837*
C	3Cr-0.7Mo -0.15V	0.31	0.25	0.53	0.030	0.024	0.09	2.87	0.65	0.16	799~867*
D	3.5Ni-0.6Mo -0.15V	0.33	0.28	0.70	0.035	0.026	3.54	0.10	0.56	0.14	681~803

* Residual carbide being observed at Ac_3 .

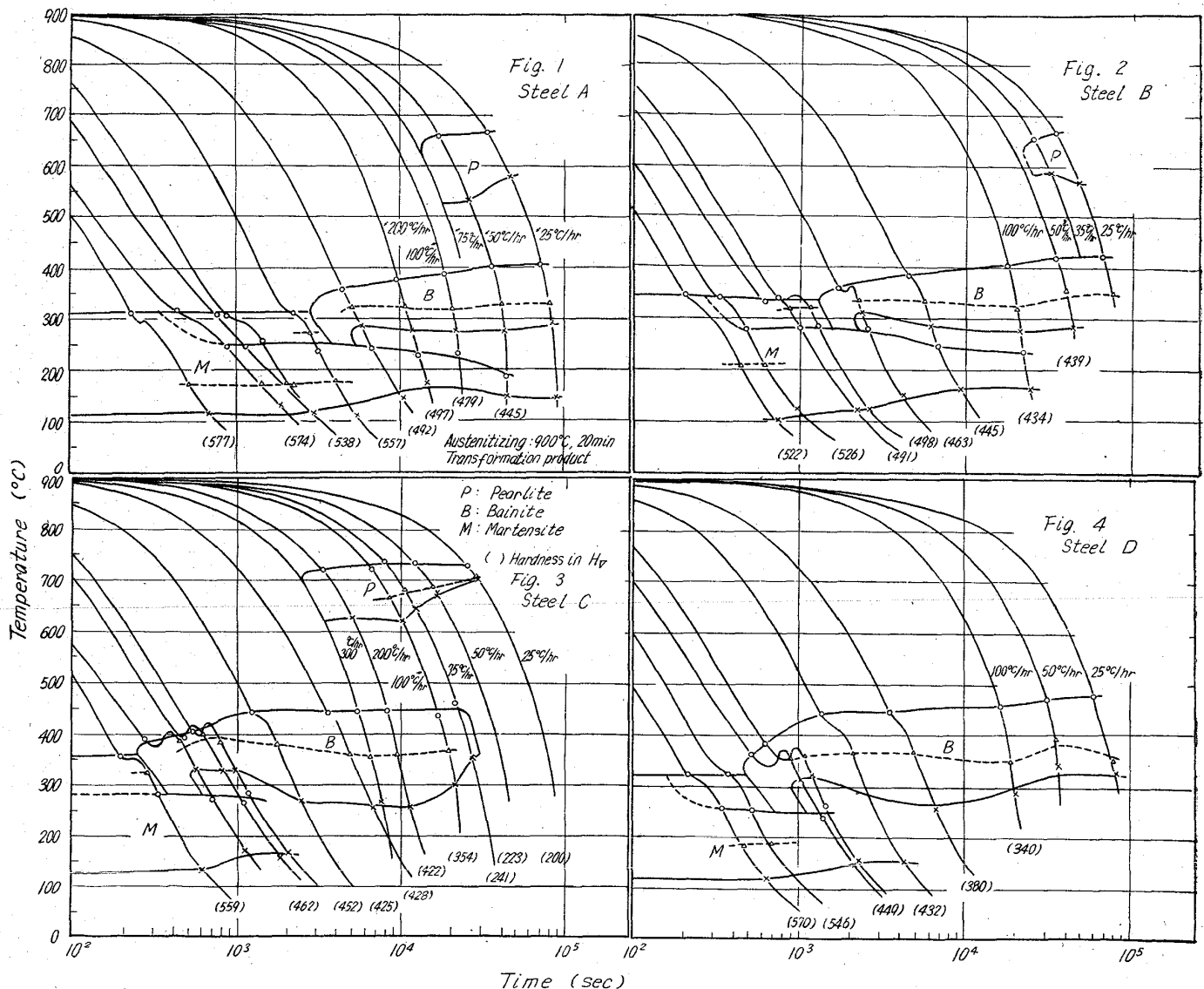


Fig. 1~4. Continuous cooling transformation diagrams for steels A, B, C and D.

比較と結果の総括検討を行なった。

II. 供試鋼と実験方法

Table 1 に供試鋼の化学成分を示した。

表中最右欄の $Ac_1 \sim Ac_3$ は $2.5^\circ\text{C}/\text{min}$ の加熱速度

を用いて熱膨張測定により決定したオーステナイト化の開始温度と終了温度である。

AおよびB鋼は 2Ni-3Cr-0.7Mo 鋼で C% を高低2様としたものである。C鋼は 3Cr-0.7Mo-0.15V 鋼である。D鋼は 3.5Ni-0.6Mo-0.15V 鋼である。D の

鋼種 (Ni-Mo-V 鋼) は 1%Cr-Mo-V 鋼とともに従来内外でよく用いられている鋼種である²⁾³⁾。C の鋼種 (3%Cr-Mo-V 鋼) については、ローター軸に用いる開発研究が国内の数社で行なわれている⁴⁾⁵⁾。C% を 2 通りとした A の鋼種は、アメリカにおけるローター事故の検討の結果として推奨されている⁶⁾鋼種である。

連続冷却時の変態は、熱膨張によつて測定し、補足的に変態阻止焼入による組織観察を行なつた。オーステナイト化条件は 900°C, 20min とした。熱膨張測定終了後の試験片については組織観察、硬度測定を行なつた。熱処理後常温において残留するオーステナイト量の測定には X 線を用いた。

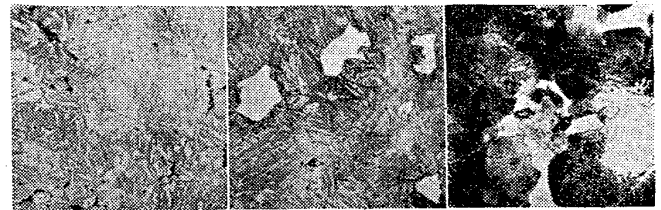
III. 実験結果

1. CCT 曲線の測定結果

まず、各供試鋼について測定した CCT 曲線についてその連続冷却時における変態特性の共通的なものを述べる。Fig. 1 に供試鋼 A の CCT 曲線を示した。図において冷却曲線の時間原点はオーステナイト化温度 900°C における冷却開始にとつてゐる。変態領域は、パーライト (P)、ベイナイト (B)、マルテンサイト (M) に分類し、各変態の開始温度と終了温度が示してある。さらにそれを求めることが可能な場合には“急速な変態”の終了温度を示してある。(図の各変態領域において...以下...以下の温度では変態の進行がゆるやかになる) マルテンサイト領域がさらに二つにわかれているが、そのベイナイト生成開始の臨界冷却速度側のものは、マルテンサイト生成温度が高いため冷却中生成とともに焼もどされるためか、一見低温ベイナイト状のマルテンサイトとなる領域である。これはかなり特異な現象と考えられるが、供試鋼のベイナイト焼入性が大きく、かつ Ms 点も比較的高いためであろう。Fig. 2~Fig. 4 に、それぞれ供試鋼 B C および D の CCT 曲線を示したが、その表示法その他については供試鋼 A について上に述べたのと同様である。

2. 供試鋼の CCT 曲線の比較

2Ni-3Cr-0.7Mo についての Fig. 1 と Fig. 2 を比



Steel A
a.t. = 600°C
(a)

Steel C
a.t. = 710°C
(b)

Steel C
a.t. = 680°C
(c)

austenitizing : 20min at 900°C

cooling rate : 25°C/hr

a.t. : arrested temperature ×500 (2/5)

Photo. 1. Arrested-quenched microstructures on continuous cooling.

較すると、A 鋼 (0.32% C) よりも C% が低い B 鋼 (0.27% C) の CCT 曲線では、A 鋼に較べてベイナイト領域は高温側、かつ左側に寄つておりベイナイトを生じやすくなつてゐるが、これに反してパーライト領域はかえつて右側に寄りパーライトを生じにくくなつてゐる。

Fig. 3 の Cr-Mo-V 鋼の CCT 曲線においてはベイナイト領域が非常に短時間側に寄つており、またパーライト段階の変態もきわめて起りやすくなつてゐるのが特徴である。またこのパーライト段階の変態生成物について、鋼 A, B では微細パーライトであるが、C 鋼では、微細パーライトと「炭化物が多く析出したフェライト」からなることも異なる。Photo. 1 は試験片を 900°C, 20min オーステナイト化後、25°C/hr の冷却速度で冷却中、パーライト段階の温度で変態阻止焼入を行なつた後の組織を A 鋼と C 鋼について示したものである。

Fig. 4 の D 鋼 (Ni-Mo-V 鋼) の CCT 曲線においてベイナイト領域は比較的短時間側によつてゐるが、一方パーライト段階の変態をきわめて生じにくく、たとえば 25°C/hr の冷却速度において、他の供試鋼はその量に多少はあれ、パーライト段階の変態を生じてゐるが、D 鋼ではいまだパーライト段階の変態を生じていない。その結果この D 鋼では広い冷却速度の範囲にわたつて、ベイナイトを主とする組織が得られるのが特徴である。

3. 臨界冷却速度の比較

次に供試鋼の臨界冷却速度の比較を行なう。供試鋼の

Table 2. Critical cooling time.

	Steel					Ms °C	Bs °C	Critical cooling time, cooling time between 800°C and 500°C in sec.	
	C	Ni	Cr	Mo	V			Bainite	Pearlite
A	0.32	2	3	0.7	—	309	390	1150	14400
B	0.27	2	3	0.7	—	339	420	535	24000
C	0.31	—	3	0.7	0.15	356	445	105	3600
D	0.33	3.5	—	0.6	0.15	320	475	175	>43500

変態特性の比較において重要なのは

- a) パーライトを生ずる臨界冷却速度
- b) バイナイトを生ずる臨界冷却速度

である。ローターが通常きわめて大型であることを考慮すると、(a)がより重要な意味を有する。Table 2 は、この二つの臨界冷却速度の測定結果を一括表示したものである。ただしここに示したのは、臨界冷却速度を800°C から 500°C までの冷却に要する時間で表現したものである。表中 Bs としているのは、連続冷却時パーライト段階の変態をいまだ生じない冷却速度の範囲内において、バイナイト生成開始の最高温度を示したものである。Table 2 によつて、まず A, C, D 3 鋼を比較すると次のことがわかる。

i) パーライト段階の変態開始の臨界冷却速度は C→A→D の順に小となる*。供試鋼の主要合金元素量を考慮するとパーライト段階の変態を抑制する上に Cr に比して Ni の方がはるかに有効なことがわかる。

ii) バイナイト変態開始の臨界冷却速度によつて評価される焼入性は C→D→A の順に大となる。合金元素のおよぼす影響は、パーライト変態とバイナイト変態に対してとは異なることがわかる。Ni と Cr の効果はバイナイト焼入性**に対しては、ほぼ同程度にみえるが、Ni と Cr の両者を添加した場合 (A 鋼) には、焼入性が非常に大きくなるのが特徴である。

次に、Ni-Cr-Mo 鋼については、C 量 (0.27 および 0.32%) の影響を、供試鋼 A, B についての測定結果から知ることができる。

iii) C 量の増加はバイナイト焼入性を増大せしめるがパーライトはかえつて生じやすくする。このように C のおよぼす影響もバイナイト変態に対するのとパーライト変態に対するのでは異なる。

4. 連続冷却によつて得られる組織と硬度

種々の冷却速度によつて得られる組織と硬度についてやや詳しく検討を加えたい。Fig. 5 は硬度を冷却速度の関数として示したものである。ここで冷却速度は800°C から 500°C までの冷却時間で表わしている。

図上↓はそれぞれバイナイト、パーライトの生成開始を示したものである。図の下部はそれぞれバイナイト変態およびパーライト変態にもとづく膨張量 ($\gamma \rightarrow \alpha$ 変

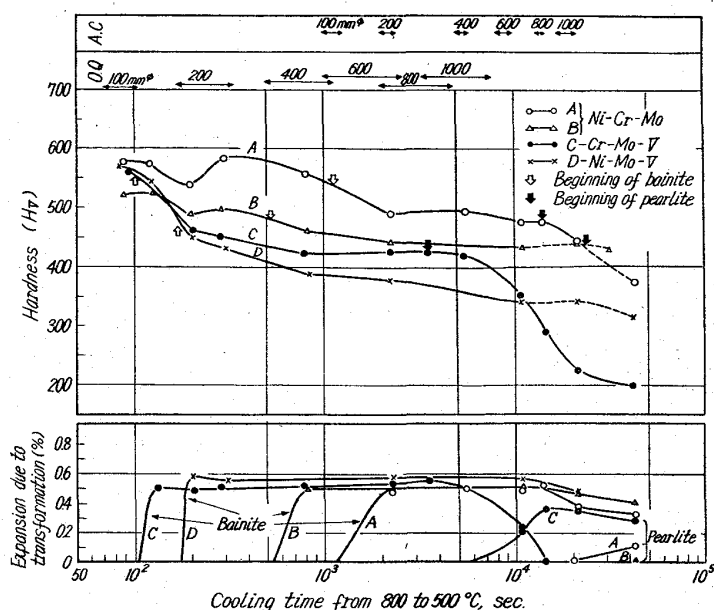


Fig. 5. Hardness and amount of expansion due to transformation as a function of cooling rate.

態にもとづく長さの膨張量を常温における試験片の長さに対する%で示したもの) を、変態量についての目安として与えたものである。Fig. 5 から次のことがわかる。

i) ほとんどバイナイトだけからなる組織の硬度を比較すると、供試鋼 A, C, D 間にかかなりの差があり、A 鋼がもつとも高い硬度を示し、次いで C 鋼, D 鋼の硬度がもつとも低い。

ii) これに対して、CCT 曲線のバイナイトの生成温度をみると、A→C→D の順に高温になつている。バイナイト生成温度におよぼす Ni の影響は比較的小さいが、Cr はこれを低下せしめる作用が大きいことがわかる。

i) の結果と考え合せると、バイナイトの生成温度が高いほど硬度は低くなつてゐることを示唆する。

ii) に述べた事柄を、さらにくわしく検討するために、4 供試鋼の種々の冷却速度のものについて、ほとんどバイナイトからなる組織の硬度とバイナイト生成開始温度との関係を図示したのが Fig. 6 である。硬度を云々する場合には、バイナイトそのものの組織の他に、圧倒的に多量のバイナイトからなる組織とはいえ、そのほかに共存する少量のマルテンサイトや残留オーステナイト量の寄与も考慮しなくてはならないことはいふまでもないが、これについては後でふれることにし、Fig. 6 に示すように、バイナイトの生成温度が高いほど、硬度は低くなつてゐる。D 鋼 (Ni-Mo-V 鋼) は、パーライトをきわめて生じ難いが、バイナイトの生成温度が高く、硬度が低いのが特徴であるといえよう。そこでバイナイトの組織において供試鋼間に差があるかどうかについて観

* 臨界冷却時間はこの順に大となる。すなわち C→A→D の順にパーライトを生じ難くなる。

** 供試鋼ではバイナイト変態が焼入性を支配しているので、バイナイト焼入性といふことができる。

察を行なった。Photo. 2 は、小試験片を 900°C, 20 min オーステナイト化後、鉛バス中で連続冷却を行なった場合 (900°C から 500°C までの冷却時間 4080sec :

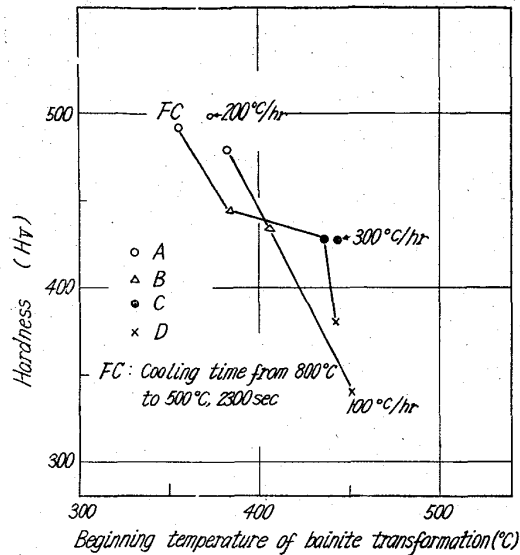


Fig. 6. Relation between hardness and beginning temperature of bainite transformation.

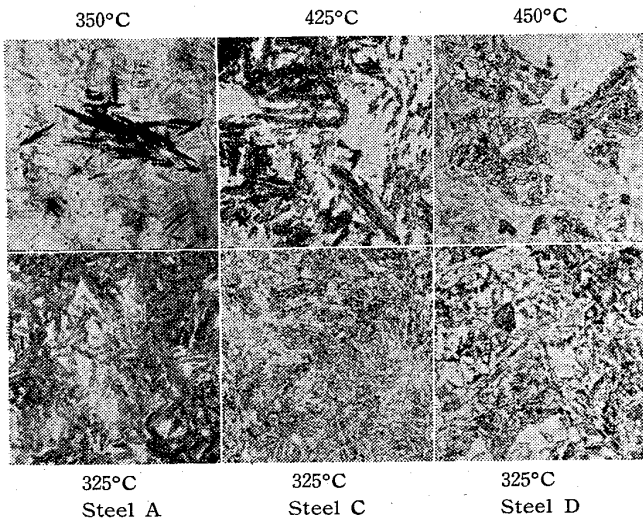


Photo. 2. Arrested-quenched microstructures on continuous cooling. $\times 500$ (2/5)

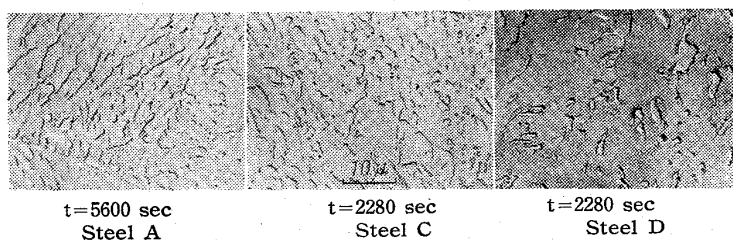


Photo. 3. Electron-micrographs of bainitic structures.

800°C から 500°C までの冷却時間 3240sec) について、それぞれベイナイト変態領域内の所定の温度から水中に焼入れて変態を阻止した場合の組織を示したものである。A, C, D, 3 鋼のベイナイト組織の特徴とその差違が観察される。また Photo. 3 はベイナイトの電子顕微鏡写真を示したものである。炭化物の大きさおよび分布において A, B, C, 3 鋼の間には大きな差違はみとめられないが、D 鋼については特にベイナイトの炭化物が粗いのが特徴である。このようなベイナイト組織の様相の差が機械的性質にどのような影響を与えるかはきわめて重要な問題である。これについては別途明らかにしたいと考えている。

5. 各種組織中の残留オーステナイト量

Fig. 7 は連続冷却後の種々の組織中の残留オーステナイト量を X 線積分強度法によって検討した結果である。解析には α の line として (200) (211) (220) を、 γ の line としては (220) (311) を用いた。 V_{γ}/V_{α} はオーステナイトとフェライトの容積比である。Fig. 7 から次のことがわかる。

i) A 鋼 (Ni-Cr-Mo 鋼) についてみられるように、上位臨界冷却速度以上の冷却速度では、ほとんど 100% に近いマルテンサイト組織となり、残留オーステナイト量は無視できる程度 (n.s.) であるが、ベイナイトを生ずるとオーステナイトを残留するようになり、ベイナイト量が多くなると残留オーステナイト量は多くなっている。な

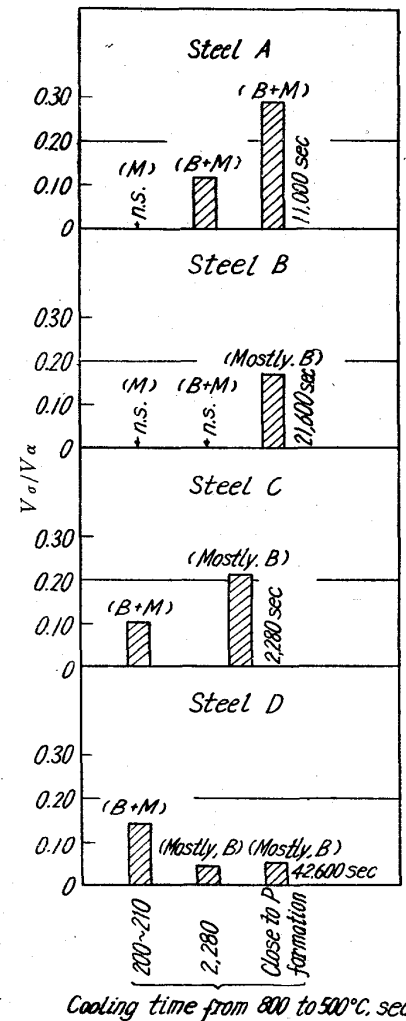


Fig. 7. Retained austenite after various heat treatments.

お、すべての鋼のすべての熱処理条件を通じて残留 γ 量が最大となるのはA鋼の 800~500°C 冷却時間 11,000 sec のものであるが、この場合炭化物量を 4.8% (C% = 0.32 から計算される Fe_3C 量) として、 γ 量は 21% ということになる。

A鋼に較べてC%が低いB鋼でも、A鋼とほぼ同様であり、冷却速度が小さくなり、ベイナイト量が大となるほど残留オーステナイト量は大きであるが、A鋼に較べてその量は少なくなっている。

ii) C鋼 (Cr-Mo-V 鋼) についても冷却速度が小さくなり、ベイナイト生成量が大きとなるほど残留オーステナイト量は大きとなるが、A鋼、B鋼の場合と較べると、残留オーステナイト量の多少には、鋼の成分の他に生成したベイナイト量も大きく影響しているように見える。すなわち多量のベイナイトの生成によつて未変態オーステナイトは安定化され、マルテンサイト変態開始温度は低下し残留オーステナイト量が大きになるものと思われる。

iii) 他の鋼と異なる挙動を示すのは、D鋼である。すなわち、ほとんどベイナイトからなるような組織では、かえつて残留オーステナイト量が若干減少している。すなわち、800~500°C 冷却時間 205sec では、 $V_r/V_a = 0.14$ であるが、この冷却時間が 2280sec~42600sec では V_r/V_a には大差なく 0.04~0.08 の大きさになっている。ベイナイト組織の特異さ (Photo. 2, 3), 硬度の低値 (Fig. 5) とともに、生成するベイナイトの性状が他の鋼とかなり異なるためであろうか。

残留オーステナイトの焼もどし時の挙動、機械的性質との関連も検討すべき問題の一つであろうが、本報では残留オーステナイトの存在とそれが連続冷却時の冷却速度によつてどのように変るかを検討するにとどめる。

IV. 各種低合金鋼の変態特性の比較と総括

ローター材などに用いられるこの種の低合金鋼の連続冷却変態についての従来の実験データを文献に求めて整理、総括し、本実験の供試鋼が変態特性という観点から見たときに、この種のローター材中において占める位置を明らかにしたい。

鋼の成分を Table 3 に示した。便宜上 No. 1 から No. 16までの符号を付し、化学成分を示した。C0.24~0.39%であり、いずれもこの種大型鍛鋼品に用いられる低合金鋼である。これらの諸文献^{7)~10)} に与えられている CCT 曲線を整理してパーライトやベイナイトの臨界冷却速度を求めた結果を同表に示した。

臨界冷却速度を表わすには「800°C から 500°C までの

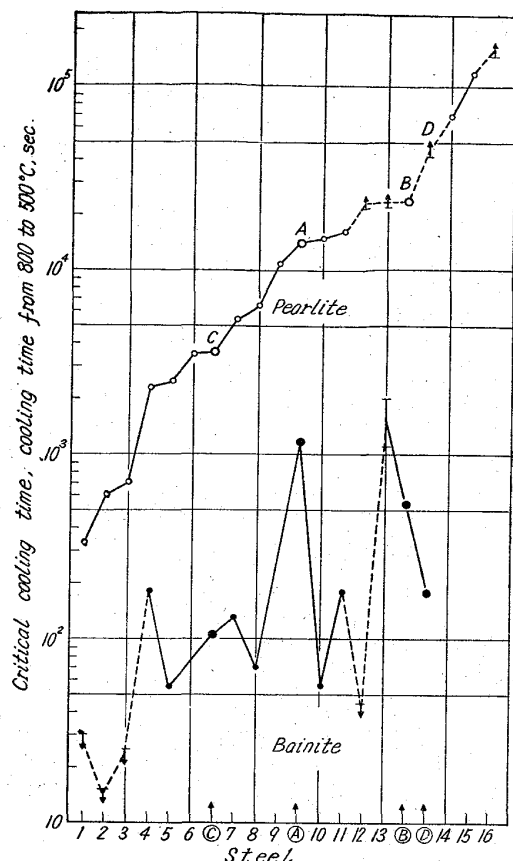


Fig. 8. Critical cooling rates for pearlite and bainite formation of low alloy steels.

冷却時間」を用いて統一した。さらに、それが文献に与えられている場合には、オーステナイト化の条件 (温度や時間) 結晶粒度、変態点をも合せて表示した。

Table 3 によつて各鋼のパーライトおよびベイナイト生成の臨界冷却速度を図示したのが Fig. 8 である。鋼は 1 から 16 までパーライトを生じがたくなる順にならべてあるが、パーライト生成の臨界冷却時間で 300~100,000sec 以上ときわめて広範囲にわたっている。さらに、ベイナイト焼入性をも合せて示した。この方は 800~500°C 冷却時間が 10 から 1000sec 程度である。供試鋼 A, B, C, D についての測定値も図中に挿入し、その臨界冷却速度からみた位置を明示した。供試鋼はパーライト生成の臨界冷却時間の増加する順にならべたものであるが、ベイナイト焼入性の方は必ずしもこの順に増加していないことは、合金元素による効果が両変態に対しては異なることを物語っている。さてパーライト生成の臨界冷却速度の大きさの程度によつて鋼を 6 段階に分類した結果を Table 4 に示した。ここでその臨界冷却速度のもつ意味を実体の大きさとの関連において明らかにするため非常に質量の大きいものの冷却速度についての従来の実測結果を文献^{11)~13)} に求め、Table 4 また Fig. 5

Table 3. Summary of continuous cooling transformation characteristics of various low alloy steels.

No.	Alloy system	Chemical composition, wt. %										
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Others
1	1Cr-0.25Mo-(0.1V)	0.35	0.39	0.68	0.016	0.006	0.10	<0.10	1.00	0.23	0.10	—
2	1Ni-0.8Cr-0.5W	0.39	0.32	0.90	0.020	0.019	—	1.03	0.77	—	—	W0.52
3	0.9Cr-0.25Mo	0.35	0.35	0.42	0.020	0.020	—	0.25	0.92	0.26	—	—
4	3Cr-0.55Mo-(0.1V)	0.32	0.22	0.62	0.013	0.012	0.10	0.07	2.96	0.55	0.12	—
5	1.4Ni-1Cr-0.45Mo-(0.1V)	0.27	0.24	0.40	0.012	0.013	0.11	1.35	1.02	0.44	0.10	—
6	1Cr-1Mo-0.25V	0.26	0.29	0.72	<0.02	0.025	—	0.11	1.01	1.04	0.23	Al <0.015
7	1.8Ni-0.8Cr-0.25Mo	0.35	0.29	0.77	0.019	0.011	0.13	1.82	0.75	0.28	—	—
8	1Cr-1.2Mo-0.25V	0.32	0.25	0.74	0.037	0.036	—	0.34	1.04	1.20	0.24	—
9	2.6Ni-0.35Mo	0.30	0.18	0.52	<0.02	0.021	—	2.64	<0.05	0.37	—	Al <0.015
10	2.8Ni-0.5Mo-(0.1V)	0.24	0.18	0.65	0.011	0.011	0.09	2.78	0.10	0.48	0.09	—
11	2.5Ni-0.5Mo-(0.1V)	0.31	0.30	0.65	0.010	0.018	0.12	2.50	0.34	0.49	0.11	—
12	2.8Ni-1.1Cr-0.4W	0.36	0.30	0.80	0.025	0.020	—	2.84	1.14	—	—	W 0.42
13	3Ni-1Cr-0.3Mo	0.37	0.31	0.57	0.025	0.027	—	3.00	0.92	0.32	—	—
14	2Ni-1.3Cr-0.5Mo-(0.1V)	0.33	0.11	0.52	<0.02	0.014	—	2.02	1.34	0.47	0.09	Al 0.040
15	3.6Ni-0.5Mo	0.30	0.28	0.41	<0.02	0.014	—	3.64	<0.05	0.47	—	Al 0.058
16	2.9Ni-2Cr-0.7Mo	0.26	0.22	0.41	<0.02	0.024	—	2.91	1.98	0.69	—	Al <0.015

No.	Grain size	$D_{I(100)}$ cm	Austenitizing °C, hr	Critical cooling rate cooling time from 800 to 500°C, sec		Max. bainite formation temperature °C	Bibliography
				Bainite	Pearlite		
1	—	{ 14.2 (12.2)	850° 2	< 30	330	420	NISHIHARA et al ⁷⁾
2	—	(10.4)	—	< 15	600	520	BRAUN et al ⁸⁾
3	—	9.4	—	< 25	700	540	BRAUN et al ⁸⁾
4	—	{ 45.5 (37.7)	850° 2	180	2300	425	NISHIHARA et al ⁷⁾
5	—	{ 17.0 (14.5)	850° 2	55	2500	510	NISHIHARA et al ⁷⁾
6	6	{ 37.1 (26.4)	955° 3/4	—	3500	520	HAGEL et al ⁹⁾
7	—	19.3	850° 2	130	5400	490	NISHIHARA et al ⁷⁾
8	—	{ 51.1 (26.4)	955° 1	70	6500	525	WERNER et al ¹⁰⁾
9	5	7.1	870° 3/4	—	11000	580	HAGEL et al ⁹⁾
10	—	{ 12.7 (11.2)	850° 2	55	15000	550	NISHIHARA et al ⁷⁾
11	—	{ 21.1 (17.0)	850° 2	180	16400	480	NISHIHARA et al ⁷⁾
12	—	—	—	< 45	n.d. 22000<	400	BRAUN et al ⁸⁾
13	—	{ 29.5 (20.3)	—	1100~2000	n.d. 22000<	405	BRAUN et al ⁸⁾
14	6	30.2	870° 3/4	—	70000	480	HAGEL et al ⁹⁾
15	6	{ 11.9 (26.2)	870° 3/4	—	120000	570	HAGEL et al ⁹⁾
16	5	51.1	870° 3/4	—	n.d. 150000<	475	HAGEL et al ⁹⁾

Table 4. Classification of low alloy steels according to critical cooling rate for pearlite formation.

Critical cooling rate for pearlite formation (cooling time, 800~500°C sec)	Approximate max. diameter without pearlite formation in air cooling, mm	Steel	Alloy system					
			Cr-Mo	Cr-Mo-V	Ni-Mo	Ni-Mo-V	Ni-Cr-Mo	Ni-Cr-W
300~800	<100	① ② ③	1Cr-0.25 Mo (V~0.1)					1Ni-0.8Cr-0.5W
2000~4000	200~300	④ ⑤ ⑥	3Cr-0.6 Mo (V~0.1)	1Cr-1Mo-0.25 V 2.9Cr-0.65Mo- (0.15V)			1.4Ni-1Cr-0.4Mo (V~0.1)	
5000~7000	400~500	⑦ ⑧		1Cr-1.2Mo-0.25 V			1.8Ni-0.8Cr-0.25Mo	
10000~20000	700~800	⑨ ⑩ ⑪			2.6Ni-0.35Mo 2.5/2.8Ni-0.5Mo (V~0.1)		C=0.32 2Ni-3Cr-0.7Mo	
20000~80000	>1000	⑫ ⑬ ⑭				3.5Ni-0.55Mo- (0.15V)	C=0.32 2Ni-3Cr-0.7Mo C=0.27 2Ni-3Cr-0.7Mo 3Ni-1Cr-0.3Mo 2Ni-1.3Cr-0.5Mo	2.8Ni-1.1Cr-0.4W
100000~		⑮ ⑯			3.6Ni-0.5Mo		2.9Ni-2Cr-0.7Mo	

□ Steels in the present investigation.

に記入した。Table 4 を検討すると次のことがわかる。

i) Ni を添加したものは、特にパーライトを生じがなくなっている。

さて、従来焼入性を表示するのに Grossmann 以来理想臨界直径 (D_I) がしばしば用いられている。鋼の化学成分から D_I を算出する方法も提唱されている¹⁴⁾。そこで文献(14), (15)によつて算出した結果を Table 3 に加えた (D_I cal.)。

ここで () 内に示したのはその鋼が V¹⁵⁾, W を含有しているが、これらはオーステナイト化条件によつて比較的その焼入性におよぼす影響が変化しやすいと考えられるので、これらを計算から省いた時の値である。Cu はいずれの場合も計算にいれず、また結晶粒度は特に文献に測定結果が記されている場合以外は一律に No. 6 として計算した。このようにして求めた D_I の計算値とパーライト生成の臨界冷却速度の関係をみると、

ii) D_I の計算値とパーライト生成の臨界冷却速度との間には系統的な関係がない。

本報の供試鋼は、パーライトがその焼入性を決定しているようなタイプの CCT 曲線を有するものではないが、

焼入性と化学成分の関係を求めた Grossmann の研究以来の多くの研究が対象とした鋼は、主として、その焼入性がパーライトによつて決定されるようなタイプのものが多かったと推定されるのに、これらは一見奇異に感じられるが、この種の鋼は合金元素 Ni, Cr, Mo の含有量において比較的高いためであろう。すなわち合金含有量が多い場合には、低含有量側からの外挿によつて D_I を計算せざるを得なかつたが、このように合金元素含有量が比較的高いレベルでは、低レベルの場合をそのまま外挿することの不適当なことを示したものであろう。例えば Cr, Mo を多量に含有する場合には、 D_I は非常に大きくなる。一方 Ni はかなり多量に含有しても D_I はあまり大きくならない。しかし事實は、Ni はパーライトを非常に生成し難くしているのである*。

* HOLLOMON¹⁶⁾ らは鋼の焼入性をいう場合、それがベイナイトで決定されているか、パーライトによつて決定されているかで、 D_I の評価方法は異なるべきことを主張し、おのおの場合について D_I の計算方法を提唱している。それを用いて本報の20種の鋼について D_I を求めた場合も、また D_I の値の大小の順序と実験結果との一致はあまり良くない。

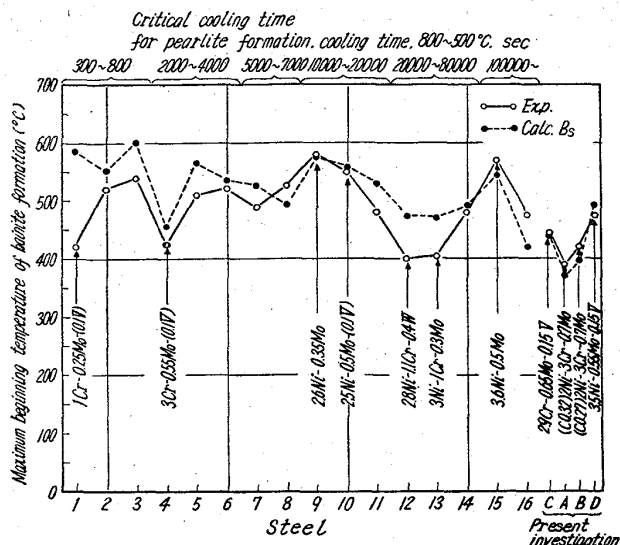


Fig. 9. Maximum temperature of bainite formation of low alloy steels.

さて、先に、ベイナイトの組織や硬度とその生成温度の間に、関係があることを示した。この点について、さらに検討してみることにし、CCT 曲線上からパーライト段階の変態開始までの冷却速度範囲内におけるベイナイト変態の開始温度の最高値を求めた結果を Table 3 に示し、供試鋼について求めた結果とともに Fig. 9 に示した。この図から次のようなことがわかる。

iii) パーライト生成の臨界冷却速度とベイナイト生成温度の間には特に関係はないようである。

パーライト生成の臨界冷却速度によつて分類した場合、同一グループに属するような鋼の中でも、ベイナイト生成温度についてみればかなりの差がある。さて、STEVEN¹⁷⁾は鋼の化学成分から B_s 点を計算する経験式を提唱している。これは次の通りである。

$$B_s(^{\circ}\text{C}) = 830 - 270\text{C} - 90\text{Mn} - 37\text{Ni} - 70\text{Cr} - 83\text{Mo}$$

B_s 点は、連続冷却時、パーライト段階における先行変態がない場合のベイナイト変態開始温度の最高にほぼ対応すると思われるので両者の関係を比較するために Fig. 9 に上式による B_s の計算値**をも示した。図に示されるように両者は本実験の 4 供試鋼についてみるとよく一致しているが、諸文献の他の鋼については絶対値としては必ずしも良好な一致とはいえない。しかし、その温度の高低としては定性的には合致している。すなわち、ベイナイトの性質に大きい影響を与えるとみられるベイナイト生成温度の相対的な値は、この種の鋼ではおおよそ STEVEN¹⁷⁾らの経験式¹⁷⁾によつて化学成分から推定できる

** 鋼の成分のうち、Cu, V, W は上式にも示されるように計算に入らない。Si の効果はないとされている¹⁷⁾。

といえよう。

V. 結 言

1. ローター材などに用いられている Ni-Cr-Mo 鋼 (C% の異なる 2 種類)、Cr-Mo-V 鋼および Ni-Mo-V 鋼の計 4 種類の低合金鋼について、CCT 曲線を作製し、連続冷却時の変態特性を求めた。

2. ベイナイトの生成開始の臨界冷却速度よりもむしろ、パーライト生成開始の臨界冷却速度において供試鋼間に大きな差異があり、パーライトを生成しがたくする上に、Ni の効果が大きいことが示された。また合金元素の効果は、パーライトに対するのとベイナイトに対するのでは異なる。

3. 主としてベイナイトからなる組織でも、その組織の様相にはかなりの差があり、ベイナイトの生成温度が高いほど組織は粗くなり、硬度が低くなる。Ni 含有量の高い鋼のベイナイト生成温度は比較的高いが、Cr はこれを下げる作用がある。

4. ベイナイトの生成量が多くなると、未変態オーステナイトは安定化され、残留オーステナイト量が増加する。

5. この種の低合金鋼についての従来の変態特性についてのデーターを文献に求め、これを整理総括し、この種のローター材などに用いられる諸鋼種を、質量の大きい実体の冷却速度との関連において、連続冷却変態特性によつて分類し、供試鋼の位置を明らかにした。

6. パーライト生成の臨界冷却速度に関して同程度のものでも、そのベイナイト変態生成温度にはかなりの差があるが、この温度は STEVEN¹⁷⁾らの B_s 点の計算式を用いて、鋼の化学成分からほぼ推定できる。

終りに、本研究の遂行とその発表許可に関して、住友金属工業株式会社に、また、多大の御指導、御援助を賜わった同社中央技術研究所の上司および諸氏、に厚く感謝の意を表する次第である。

文 献

- 1) 邦武, 岡田: 鉄と鋼, 48 (1962) 4, p. 614~616
- 2) ASTM Specification (1960)
A292-60T, "Specification for carbon and alloy steel forging for turbine generator rotors shafts".
A293-60T, "Specification for carbon and alloy steel forgings for turbine rotors and shafts".
- 3) 阪部, 他: 鉄と鋼, 46 (1960) 10, p. 1337~1339
- 4) 川口, 他: 鉄と鋼, 46 (1960) 3, p. 370~372
- 5) 西原, 他: 鉄と鋼, 46 (1960) 10, p. 1342~1343
- 6) A. O. SCHAEFER: ASTM Special Technical

- Publication No. 231, (1957), p. 12~15
- 7) 西原, 他: 鉄と鋼, 46 (1960), 3, p. 406~408
- 8) M. P. BRAUN et al.: Metallovedenie Term. Obrabotka Metallov. July 1959, No. 7, p. 58~60 (Henry Bratcher Translations, No. 4659)
- 9) W. C. HAGEL et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 50 (1958), p. 184~201
- 10) F. E. WERNER et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960), p. 376~395
- 11) Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle (1954/56/58), [Max-Planck-Inst. für Eisenforschung]
- 12) 中野, 他: 鉄と鋼, 45 (1959), 3, p. 360~362
- 13) D. P. TIMO & R. M. GOLDOFF: unpublished research, in Trans. Amer. Soc. Metals, 50 (1958), p. 189
- 14) "Calculation of the standard end-quench hardenability curve from chemical composition and grain size", (Feb. 1946) (AISI)
- 15) 大和久: "焼入性", (1956), p. 163
- 16) J. H. HOLLOMON, L. D. JAFFE: Metals Technology, TP 1926, Jan. 1946.
- 大和久: "鋼の選び方, 使い方" (1958), p. 74
- 17) W. STEVEN, A. G. HAYNES: Iron & Steel, 29 (1956), p. 634

低合金高張力鋼に対するウランの添加*

(鉄鋼におよぼすウランの影響に関する研究—III)

長谷川 正義**・斧 田 一 郎***

Uranium Addition to Low-Alloy High-Tension Steels.

(Influence of uranium addition on iron and steel—III)

Masayoshi HASEGAWA and Ichiro ONODA

Synopsis:

In the previous papers, the authors suggested about the behaviour of Fe_2U and UC formed in carbon steels that Fe_2U was decomposed by the solution treatment over 950°C and UC was very stable even by the solution treatment at 1200°C .

In this paper, the authors reported the results of investigations into the effect of uranium addition on three low-alloy high-tension steels, Si-Mn series, Mo-B series and Cr-Ni-Cu series, and into uranium application instead of molybdenum in order to obtain a bainitic structure.

For Si-Mn series, the effect of uranium is almost the same as in the previous papers. Impact resistance at low temperature is reduced by addition of uranium and the transition temperature increases remarkably. The merit of uranium addition to this series is the formation of stable carbide and improvement of corrosion resistance against dilute hydrochloric acid.

For Mo-B series, no effect is recognized in normalizing at 920°C , but at 1150°C , the bainitic structures of the specimen containing uranium become very fine and have an increased in hardness. The same effect is observed in the hardenability test. This finer microstructure has higher tempering resistance than the standard one, and secondary hardening occurs at the tempering temperature of $550\sim 600^\circ\text{C}$. As compared with the effects of other elements, the effect of uranium is as little as niobium but less than V, W and Ti. It indicates that the solubility of uranium to austenite is improved by the coexistence of molybdenum and uranium precipitates in the carbide reaction of tempering. But insoluble carbide is retained at the previous austenite grain boundary in the steel containing excessive uranium. The bainitic structure is gained in 0.48% uranium steel normalized at 1150°C , but this structure has not so high tempering resistance as that of molybdenum-bearing steels.

For Cr-Ni-Cu series, the effect of uranium is similar to that of molybdenum, but of mecha-

* 昭和38年10月本会講演大会にて発表 昭和39年2月5日受付
 ** 早稲田大学理工学部, 工博 *** 早稲田大学理工学部