

介在物に、また巨視的なものは結晶型砂疵を形成する。

IV. 結 言

鋼中非金属介在物とくに砂疵に関する本研究の結果によれば、砂疵の発生を誘発するおもな因子は (1) 溶鋼による造塊用耐火材の侵食、(2) 脱酸または結晶粒度調整などの条件による非金属介在物の質的ならびに量的変化および溶鋼の流動性の低下、(3) 大気による溶鋼の酸化ならびに (4) それに付随しておこる脱酸剤、結晶粒度調整剤、合金元素の酸化、などであると考えられる。したがって砂疵の発生を抑制し、砂疵を防止する対策としてはたとえば (a) 溶鋼に対して耐食性のすぐれた耐火材を使用すること、(b) 脱酸あるいは結晶粒度調整などの目的で Al を使用する場合には、その最適操業条件を十分に把握すること、またできればなるべく Al の使用を差控え、結晶粒度調整などの目的にはむしろ V や Cb などの元素を使用すること、(c) 不活性雰囲気造塊を適用して大気による溶鋼の酸化を可及的に防止すること、などがあげられる。

文 献

- 1) 高尾善一郎、成田貴一、神田一男、宮本 醇：
鉄と鋼，47 (1961) 9, p.1156

- 2) 高尾善一郎、下瀬高明、成田貴一、宮本 醇：
鉄と鋼，48 (1961) 11, p. 1588
- 3) 成田貴一、宮本 醇：鉄と鋼，48 (1962) 7,
p. 850
- 4) 高尾善一郎、下瀬高明、成田貴一、宮本 醇：
鉄と鋼，47 (1962) 7, p.907
- 5) A. M. SAMARIN: Izvestiya Akad. Nauk.
(1956) p. 45
- 6) M. N. DASTUR, J. CHIPMAN: Trans. Met.
Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng.,
191 (1951), p. 111
- 7) 成田貴一：日本化学雑誌，79 (1958), p. 866
- 8) H. WENTRUP, G. HIEBER: Arch.
Eisenhüttenw., 13 (1939/1940) p. 15
- 9) D. C. HILTY, W. CRAFTS: Trans. Met. Soc.,
Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 188
(1950), p. 414
- 10) "Basic Open Hearth Steelmaking" Phy.
Chem. of Steelmaking Committee, Iron and
Steel Div., Met. Soc. Amer., Inst. Min.,
Met. & Pet. Eng., (1951)
- 11) J. R. RAIT, H. W. PINDER: J. Iron and Steel
Inst. (U.K.), 154 (1946), p. 371
- 12) W. KRINGS, E. KEHREN: Z. anorg. allg.
Chemie, 209 (1932), 385
- 13) F. KÖRBER: Stahl u. Eisen, 57 (1937),
p. 1349

0.6% C · Ni-Cr-Mo 鋼の連続冷却変態挙動におよぼす 成分範囲内における化学成分変動の影響*

邦 武 立 郎**

Effects of Chemical Composition in the Specified Range on Continuous
Cooling Transformation Behaviors of 0.6% C · Ni-Cr-Mo Steel.

Tatsuro KUNITAKE

Synopsis:

Continuous cooling transformation diagrams were determined for five steels selected from the same grade, 0.6% C · Ni-Cr-Mo steel. It was revealed that small variations in chemical composition within the specified range of the steel resulted in an appreciable difference in transformation behaviors. Transformation behaviors of the steels were expressed or compared quantitatively in terms of important characteristic values capable of representing CCT diagrams. Various empirical relations were presented which enabled us to predict continuous

* 昭和36年4月本会講演大会にて発表 ** 住友金属工業株式会社中央技術研究所 理博

cooling transformation behaviors of the steels from their chemical composition and grain size. Critical cooling rates for various amounts of bainite formation were correlated to "the ideal critical diameter" which was calculable from chemical composition and grain size of steel. Critical cooling rates for various amounts of pearlite were shown to be evaluated from the C content of steel. Interrelationships among various critical cooling rates (corresponding to various amounts of transformation) were shown for bainite and pearlite transformations.

Hardness of as-continuously-cooled and as-cooled-and-tempered specimens was determined as a function of cooling rate on continuous cooling, and it was correlated to the constitution of microstructure. The relation of the amount of transformation product (bainite or pearlite) to the dilatometric expansion due to transformation was also investigated.

I. 緒 言

調質を施す大型鍛鋼品に用いられるような焼入性の大きい鋼について、焼入性やその他の熱処理上重要な変態特性が、溶解ごとにどのように変動するかを定量的に把握することは必要なことである。たとえば、ある鋼種の代表として一供試鋼について連続冷却変態曲線（以下 CCT 曲線と書く）が知られていても、溶解ごとに C をはじめとする各種合金元素量はその鋼種の成分範囲内において多様に変動するので、個々の溶解についてその連続冷却変態挙動（CCT 曲線によつて表わされるような）を推測することは一般に困難である。通常程度の焼入性を有する鋼に対しては、Jominy 試験が普及しているが、焼入性がとくに大きいような鋼には Jominy 試験を適用することができないので、Jominy 試験によつて熱処理挙動の大要を把握し、焼入性をコントロールするようなことは行なえない。したがつて焼入性が大きい鋼については、このような研究はとくに意義を有する。本実験では、ほぼ共析組成を有する 0.6% C · Ni-Cr-Mo 鋼一鋼種を対象とした。製鋼現場における長期の多数溶解の中から、比較的相互に合金元素量の変動が大きい 5 溶解を選びだして供試鋼とし、その CCT 曲線を作成した。まず臨界冷却速度によつて焼入性を明確に表現し、ついでベイナイトやパーライトについての各種の臨界冷却速度や、各種冷却速度によつて得られる組織の構成および硬度、またこれに焼戻を加えた後の硬度などの諸点につ

いて、各供試鋼間にどの程度の差違があるかを明らかにした。そして、その相互の差違を、各溶解の化学成分およびオーステナイト粒度の相乗効果の差違として出来るだけ定量的に把握しようとした。

II. 供試鋼および実験方法

5 供試鋼の化学成分およびオーステナイト粒度を Table 1 に示した。

5 供試鋼の主要合金元素量の変動範囲は、それぞれ、C 0.55~0.63%, Si 0.20~0.32%, Mn 0.64~0.83%, Ni 1.45~1.51%, Cr 0.76~1.04%, Mo 0.27~0.28%, Cu は D 鋼を除いては 0.10~0.18%, V はいずれの鋼についてもこん跡程度である。CCT 曲線を作成した 900°C, 10mn におけるオーステナイト粒度は 6.5~8.0 の整粒で、供試鋼間の粒度の差違は小さい。供試鋼はいずれも小鋼塊に鑄込み、丸棒に鍛伸した。これに均一化処理をほどこしたのち、径 3.8mm, 長さ 50mm の熱膨張試験片多数と、組織観察のための焼入用小試験片を作製した。CCT 曲線作製に用いた熱膨張計は、Leitz dilatometer HTV 型である。熱膨張試験後、試験片の組織を顕微鏡によつて観察しその構成を定量解析し、硬度を測定した。熱膨張測定法と組織観察法によつた CCT 曲線の作成に関しては、既報¹⁾に詳細に述べた。

III. 実験結果と考察

Table 1. Chemical composition and austenite grain size of steels investigated.

Designation	Chemical composition (wt %)										Austenite grain size	
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	925°C 6h *	900°C 10mn **
A	0.63	0.24	0.73	0.011	0.013	0.13	1.46	0.83	0.27	tr.	4.8	8.0
B	0.60	0.32	0.83	0.009	0.006	0.18	1.51	0.90	0.27	//	4.3	6.5
C	0.58	0.20	0.64	0.010	0.007	0.15	1.45	1.04	0.27	//	3.1	7.1
D	0.55	0.31	0.70	0.007	0.010	0.29	1.47	0.76	0.28	//	3.4	7.3
E	0.55	0.30	0.67	0.017	0.013	0.10	1.51	0.83	0.28	//	4.0	7.8

Note: tr.=trace, * carburization, ** oxidation method.

1) 供試鋼種の焼入性および変態特性の概要

Fig. 1 に E 鋼について得た CCT 曲線を一例として示した。この鋼を徐熱した時、765°C でオーステナイト化を終了する。この徐熱時の変態終了温度は、5 供試鋼について 765~775°C であつた (この温度を以下 A_0 と呼ぶ)。CCT 曲線はすべて、加熱速度 10°C/mn; 900°C, 10mn のオーステナイト化条件で測定したが、CCT 曲線上の冷却曲線の時間原点は A_e にとつた。図上に冷却曲線; M_s

点; マルテンサイト (M), ベイナイト (B), パーライト (P), の各変態領域が示してある。CCT 曲線には、この他に各変態生成物の量や、常温まで冷却後の硬度を示すのが普通であるが、これらは Fig. 2 に示すことにする。

この鋼の CCT 曲線においては、ベイナイト (以下 B と書く) 領域がパーライト (以下 P と書く) 領域に比して大きく左側に凸出している。他の供試鋼についてもこの形態は定性的に同様である。本鋼種では B 変態が焼入性を支配しており、大型製品の焼入に際し、不完全焼入組織として問題になるのは B+M 組織である。CCT 曲線において B 領域を横切る最大の冷却速度を有する冷却曲線によつて、B を生ずる臨界冷却速度、すなわち上位臨界冷却速度が定義される。これには通常 1% の B を生ずる臨界冷却速度をとるが、その他に例えば 50% B (残部は M) などの臨界冷却速度を考慮することができ、これらの臨界冷却速度によつてこの鋼の焼入性を示すことができる。P を生ずる臨界冷却速度についても同様に考えられる。ここで冷却速度を一つのパラメ

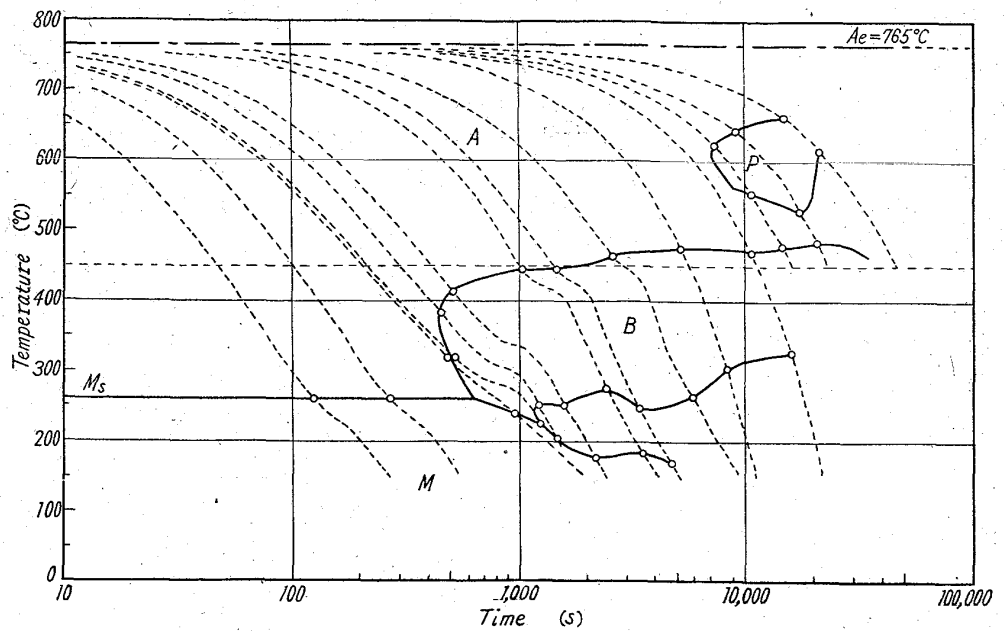


Fig. 1. Continuous cooling transformation diagram for steel E.

ーターで表わすと実験事実の整理、単純化に便利である。供試鋼の変態特性は上に示したようなものであるから、冷却速度のパラメーターとして A_e から 450°C までの冷却時間を用いることは無理でないと考えられる。これを冷却速度のパラメーターに使つて、各種冷却速度によつて得られる組織の構成 (常温まで冷却後の組織中において占める M や B や P 量) や硬度を示すことにしたい。これを E 鋼について示したのが Fig. 2 である。ここで、組織中の変態生成物の量は “変態にもとづく膨張量の割合” で示した。その求め方については後述する。図中 $\delta_B = 0.1, 0.5, 0.8$ とあるのは、この膨張量にも

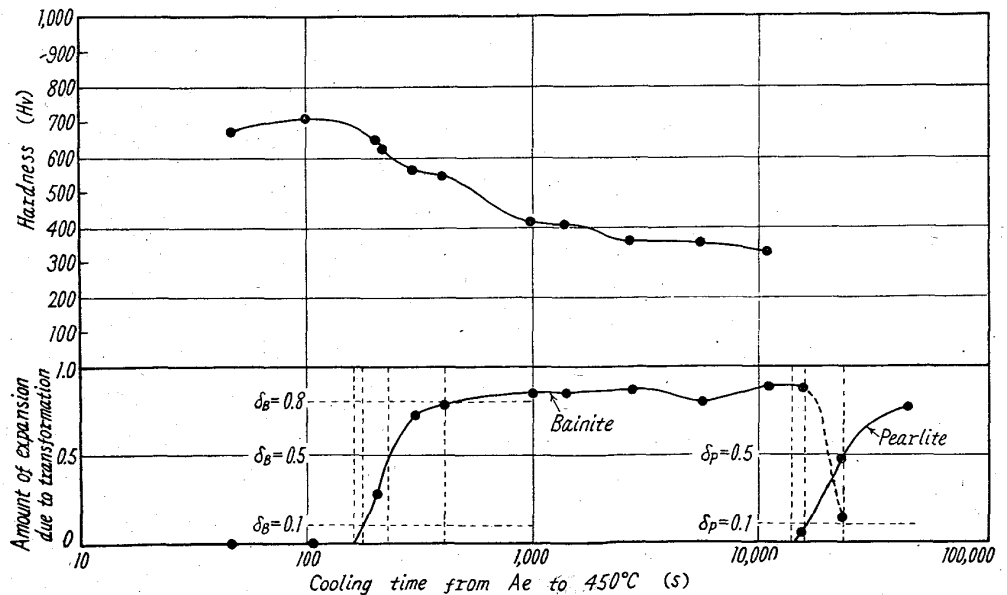


Fig. 2. Hardness and amount of transformation as a function of cooling rate (steel E)

とずいて求めたそれぞれ **B** 10%, 50%, および 80% に相当する値である。 **P** についての同様の値は $\delta_P = 0.1, 0.5$ によつて表わされている。以下とくにことわらない限り、 **B** 10% あるいは **P** 10% などというのは膨張量にもとずいて求めた表わし方によるものである。この鋼の CCT 曲線において、 **B** 領域が **P** 領域に比して大きく左側に凸出していることは Fig. 1 に示した通りであるが、 **P** 変態を生ずるまでに種々の **B** 量を含む **B+M** 組織が得られ、 **P** を生ずる直前の冷却速度では、圧倒的に多量の **B** を含む **B+M** 組織となることが明らかである。また硬度は組織の構成とよく対応していることも示

されている。

2) 5 供試鋼の CCT 曲線の比較

Fig. 3 は、5 供試鋼の CCT 曲線を比較したものである。ベイナイトやパーライトの生成開始の臨界冷却速度の差を明らかに認めることが出来る。例えば **A, B, E**, 3 鋼についてみると、 **B** 生成開始の臨界冷却速度は $E \rightarrow A \rightarrow B$ の順に小さくなっており焼入性はこの順に大きくなっている。一方 **P** の生成開始の臨界冷却速度は $B \rightarrow A \rightarrow E$ の順に小さくなっており、 **P** はこの順に生成しがたくなっている。このようにベイナイトとパーライトでは事情が異なっている。また Fig. 4 は Fig. 2 と同様に冷却速度を “ **Ae** から 450°C までの冷却時間 ” で示し、これと組織構成および硬度の関係を 5 供試鋼について比較して示したものである。臨界冷却速度の差や、同一冷却速度で冷却した場合にえられる組織、硬度の差が明瞭にみられる。たとえば、 $Ae \sim 450^\circ\text{C}$ 冷却時間 700~800 s 附近で 5 供試鋼間にいちじるしい硬度の差がみとめられるが、組織構成もこれに対応して大きな差を示している。冷却速度が非常に小さくなった場合（たとえば、上記冷却時間が 5000 s 附近）には、 **B+M** 組織中の **B** 量はほぼ最大量（80~95%）に達し、供試鋼間の組織、硬度の差は小さくなる。しかし質量の大きい実体の焼入に際して、しばしば問題になるのは、上述のような、5 供試鋼間において組織、硬度に大きな差を生じているような冷却速度の範囲である。たとえば、直径 100~600 mm の丸棒の油焼入時の冷却速度を 800~500°C 冷却時間で表わせば、ほぼ 80 s ~ 2000 s の範囲内にある²⁾。

3) CCT 特性の表現

熱処理に際してわれわれが必要とする知識は、上述のような CCT 曲線およびそれから得られる「冷却速度と組織構成および硬度」の関係である。 Fig. 5 はこれを schematic に示したものである。前章において示したように、供試 5 鋼の CCT 曲線の間にはかなりの差違があるが、この差違を定量的に明らかにするためには、CCT 曲線を形づくる上に重要な特性値を選びだし、これらの値の差として比較するとよからう。この特性値としてつぎのよ

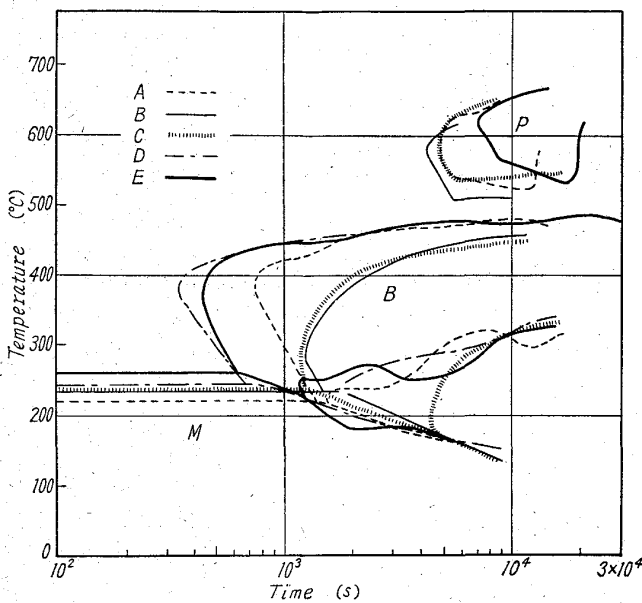


Fig. 3. Comparisons of continuous cooling transformation diagrams for five steels.

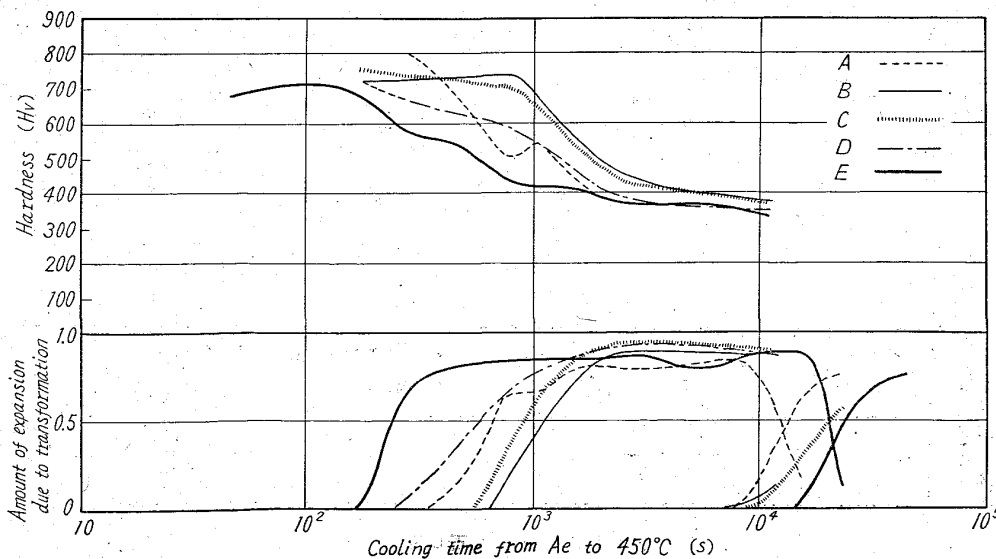


Fig. 4. Comparisons of 'hardness and amount of transformation-cooling rate relations' for five steels.

Table 2. Critical cooling time.

Steel	Critical cooling time (cooling time from A_0 to 450°C, s)						
	Bainite (K_B)				Pearlite (K_P)		
	0.01	0.1	0.5	0.8	0.01	0.10	0.50
A	350	420	650	1500	7400	9300	13500
B	650	710	1100	1750	6800	11000	n.d.
C	550	610	920	1400	8000	11800	(>12000)
D	230	300	580	1100	n.d.	n.d.	n.d.
E	170	183	235	420	(>11340)	14500	16500
						24000	

n.d. = not determined.

うなものをを用いる。

(1) $K_B = x$ ($x = 0.01, 0.10, 0.50, 0.80$)

……各量 (1*, 10, 50, 80%) の B 量を生ずる臨界冷却時間を, $A_e \sim 450^\circ\text{C}$ 冷却時間で表わす**.

(2) $K_P = x$ ($x = 0.01, 0.10, 0.50$)

……各量 (1***, 10, 50%) の P 量を生ずる臨界冷却時間を, $A_e \sim 450^\circ\text{C}$ 冷却時間で表わす.

(3) M_s, M_s'

……マルテサイト変態開始温度

上位臨界冷却速度以上の冷却速度におけるものを M_s , 上位臨界冷却速度以下の冷却速度において, バイナイト変態終了後, 未変態オーステナイトのそれを M_s' と書く.

(4) T_B

……ベイナイト変態開始温度

その他, 種々の構成を示す組織の硬度についてもくわしく検討することにする.

上記のような諸特性値が与えられれば, Fig. 5 に示すような連続冷却変態特性の全貌は, あやまりにくく把握し得るであろう. したがって本研究の目的は, これらの諸特性値と鋼の化学成分 (および粒度) の関係を見出すことである.

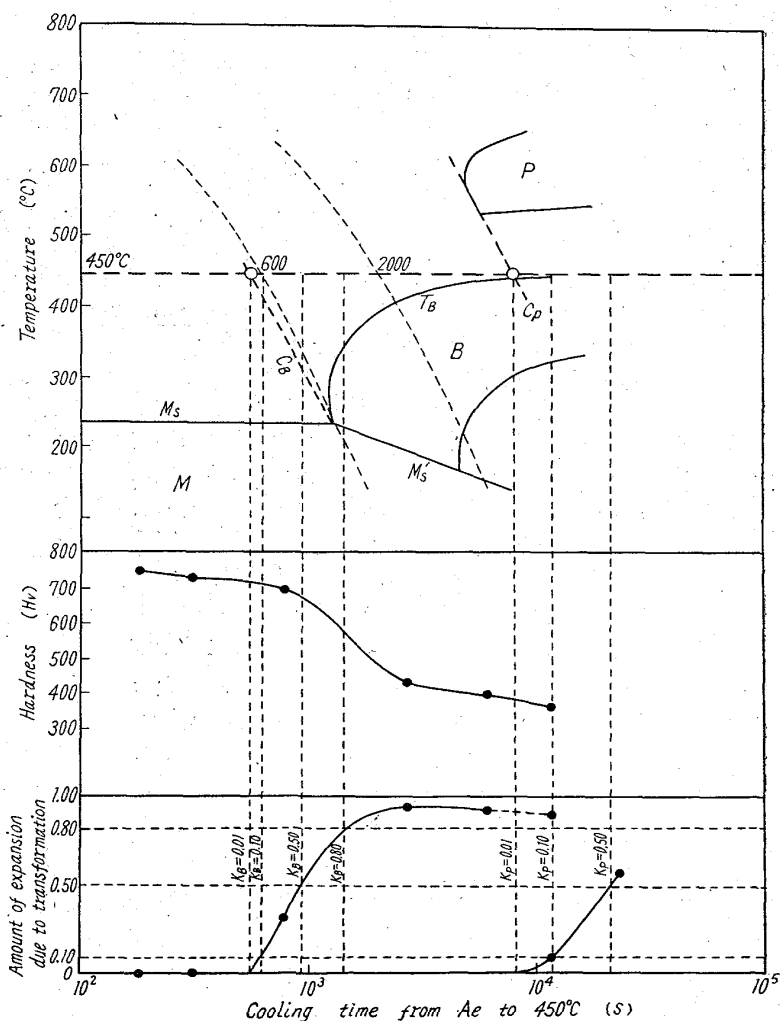


Fig. 5. Schematic illustrations showing continuous cooling transformation characteristics.

* $K_B = 0.01$ は上位臨界冷却速度に相当する冷却時間である. その冷却曲線は Fig. 5 において C_B で与えられる.

** いわゆる “冷却速度” は, 単位時間当りの温度低下量で表わされるものであるが, 臨界冷却速度が大というときは, K_B や K_P などの値は小なることに注意.

*** $K_P = 0.01$ に相当する冷却曲線は, Fig. 5 において C_P で与えられる.

4) 臨界冷却速度の評価

Table 2 は, 5 供試鋼について特性値 K_B および K_P の実測値を一括したものである.

(1) 種々の量のベイナイトを生ずる臨界冷却速度の評価.

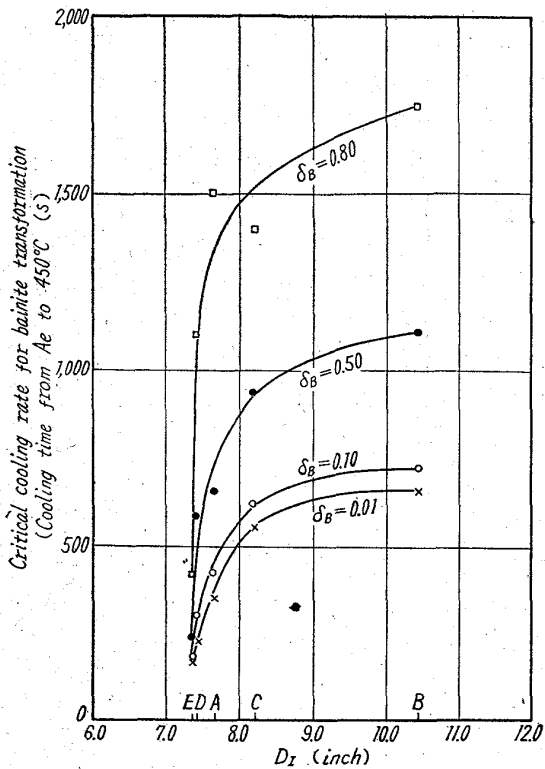


Fig. 6. Relations of critical cooling time for bainite transformation to ideal critical diameter (D_I)

このような合金元素量の小範囲における変動においては、合金元素の中でCがもつとも大きい影響をすることはないと推定される。しかしDとE鋼はC%は同じであるが、臨界冷却速度にはかなりの差がある。またA鋼のC%は最も高い(0.63%)にもかかわらず、B鋼(C=0.60%)、C鋼(C=0.58%)よりもBを生じやすいなどの事実がある。このことは、単純にC%の大きい方が K_B は大であると考えすることは出来ず、小範囲内とはいえC%以外のその他の合金元素量の影響も考えなければならぬことを示している。そこで理想臨界直径 D_I をパラメーターとして用いることをこゝろみ、各供試鋼について D_I を計算し³⁾、これと K_B との関係を検討した。その結果をFig. 6に示した*。 $\delta_B=0.01$, 0.10, 0.50 および 0.80 はそれぞれB量1%, 10%,

50% および 80%の生成に対応していることは先に述べた通りである。図に示されるように D_I が大きくなるほど K_B は大となり、両者の間に不都合のない関係があることがわかる。したがって化学成分および粒度から D_I を計算すれば、Fig. 6によつて各種量のBを生ずる臨界冷却速度を求め得ることがわかる。さらに、Fig. 6に示される関係についてやゝくわしく補足すれば、計算値 D_I が約8 inch以下では、 D_I の増加にともなう K_B の増加は大きい、 $D_I=8$ inch以上では K_B の増加は比較的小さいことがわかる。さてFig. 6およびFig. 4などから1%Bを生ずる臨界冷却速度(上位臨界冷却速度)が小さい(大きい)ほど、10%, 50%, 80%のB量についての臨界冷却速度も小さい(大きい)ことが見受けられる。そこで、上位臨界冷却速度とその他の種々のB量を生ずる臨界冷却速度との関係を検討した。その結果、上位臨界冷却時間(\bar{X})に対して、その他のB量(10%および50%)に相当する臨界冷却時間(Y)はほぼ直線的な関係を示すことがわかつた*。すなわち実験式としてつぎの(1)および(2)式が得られる。

$$Y = 1.049\bar{X} + 35 \quad (\delta_B = 0.10) \dots\dots\dots (1)$$

$$Y = 1.556\bar{X} + 90 \quad (\delta_B = 0.50) \dots\dots\dots (2)$$

(2) 種々の量のパーライトを生ずる臨界冷却速度の評価

パーライトを生ずる臨界冷却速度は、ベイナイトの場合と異なつて D_I に対して良好な関係を示さず、鋼のC%との関係の方が良好である。Fig. 7はこれを示したものである。 $\delta_P=0.01$, 0.10 および $\delta_P=0.50$ は先に述べたように、それぞれP量1%, 10% および 50%に対応している。Fig. 7からつぎのようなことがわかる。

- ① C%が大となるほどパーライトを生じやすい。
- ② P量1%を生ずる臨界冷却速度が大きい(パーライトを生じ易い)ほど、10%, 50%のP量を生ずる臨界冷却速度も大となる。

5) マルテンサイトおよびベイナイト変態温度

(1) マルテンサイト変態開始温度(MsおよびMs')

鋼のMs点を化学成分から求めることについては、従来多くの経験式が提唱され、中炭素低合金鋼については実用上満足すべき結果を与えるものとされている。しかし供試鋼はC%が比較的高いので、これらの諸式を適用し得るといふ保証はなく、またこの鋼種への適用に際して、どの式がもつとも好ましいかについても明らかでない。そこでこれらの諸計算式中、適当と考えられるものを5つ選びだし、計算値と実算値との比較を行なつ

* 80% Bの臨界冷却時間については直線関係からのはずれが比較的大きい。

* D_I の計算に関してはたがいに若干の差違を与える諸式があるが、ここでは文献(3)によつた。すなわち、
 $D_I = (k \times \sqrt{\%C}) \times (1 + 0.70 \times \%Si) \times (1 + 3.333 \times \%Mn) \times (1 + 0.364 \times \%Ni) \times (1 + 2.16 \times \%Cr) \times (1 + 3.0 \times \%Mo)$
 k はオーステナイト結晶粒度によつて異なる値をとる³⁾。またFig. 6に用いた D_I は50%Mについてのものである。

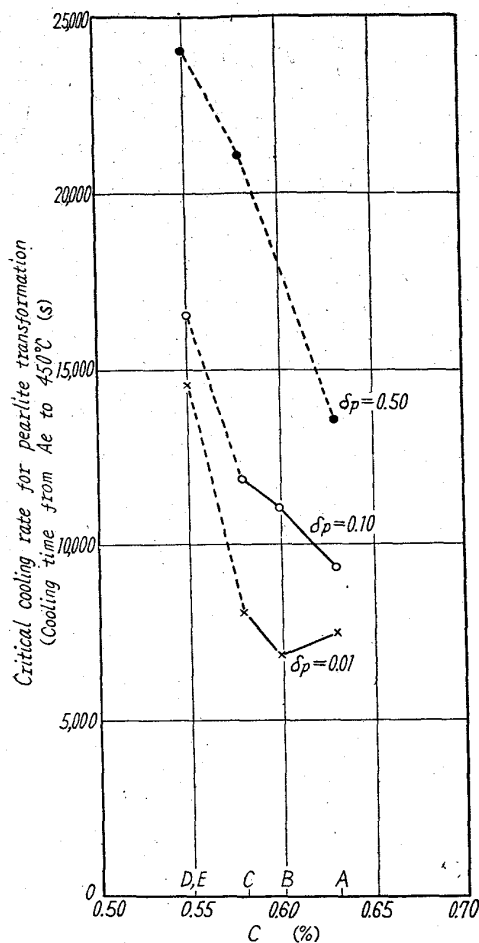


Fig. 7. Relations of critical cooling time for pearlite transformation to C% in steel.

た。その結果を Table 3 に示した。STEVEN らの式⁸⁾による計算値は、実測値よりもかなり低温側にずれているが、STEVEN ら⁸⁾→GRANGE ら⁵⁾→PAYSON ら⁴⁾→CARAPPELLA⁶⁾→NEHRENBERG⁷⁾の順に計算値は増加してゆき、NEHRENBERG の式による計算値は、実測値よりも高測側にずれている。5 供試鋼すべてについて総合的に判定すると、実測値との一致が比較的良好なのは PAYSON らの

式⁴⁾による計算値である。

つぎに、Fig. 3 にみられるように、上位臨界冷却速度以下の冷却速度では、先ず先行変態としてベイナイトを生ずるが、この場合に未変態オーステナイトがマルテンサイトに変態を開始する温度 (M_s' と書く、Fig. 5) は、いわゆる M_s 点よりも低下している。このマルテンサイト変態開始温度の低下は、定量的には先行 B 変態量が多いほど大であることが観察される。これについても若干の検討を加えたが、その結果は別途報告することにし⁹⁾ 本報では省略する。

(2) ベイナイト変態開始温度 (T_B)

供試鋼種のように、パーライト変態領域に比してベイナイト変態領域が大きく左側に凸出しているような変態特性を有する鋼ではベイナイト変態開始の最高温度は、 B_s 点に近いのではないかと考えられる。STEVEN⁸⁾は多種類の鋼の等温変態の測定結果にもとづき、鋼の化学成分から B_s 点を計算する実験式を提唱している*。この式を用いて計算した B_s と連続冷却時パーライト生成開始の臨界冷却速度以上の冷却速度における B 変態開始の最高温度の実測値との比較を、Table 3 に示した。両者はほぼ良好な一致を示している。すなわち CCT 曲線上の B 変態の最高温度 (これは大体 P 生成開始の臨界冷却速度近辺にみとめられる) は、STEVEN らの式によつて化学成分からほぼ正しく評価し得ることがわかる。したがつて連続冷却時、Fig. 5 に示したような $C_B \sim C_P$ 間の冷却速度では、 T_B は冷却速度が小となるにつれて、 M_s から上昇し、上述の式によつて求められる B_s にほぼ近い温度にまで至る。冷却曲線 C_B 近辺の冷却速度では、その上昇の割合はいちじるしく、 T_B は比較的早く

* STEVEN らがこの経験式を適用できるとしている鋼の成分範囲に対して、供試鋼の C% はその上限をこえている。

Table 3. Calculated and experimentally determined beginning temperatures of martensite and bainite transformations. (°C)

		Steel A	Steel B	Steel C	Steel D	Steel E	
Martensite (M_s)	Calculated M_s	STEVEN, et alius ⁸⁾ GRANGE, et alius ⁵⁾ PAYSON, et alius ⁴⁾ CARAPPELLA ⁶⁾ NEHRENBERG ⁷⁾	194 214 222 235 237	203 217 225 238 240	217 227 236 247 251	233 246 249 257 263	233 244 248 256 262
	Determined M_s		220	236	239	245	261
Bainite (B_s)	Calculated B_s	STEVEN, et alius ⁸⁾	460	452	467	488	484
	Determined (Max. temp. of bainite transformation)		480	460	450	480	485

最高温度 (= B_s) に達するとみなすことができる。

6) 変態量と変態にもとづく膨張量の関係の検討

つぎに各種組織の構成と硬度との関係を調べるのに先立ち、以上においては、とくにことわらない限り、各組織構成成分の量を“変態膨張量”によつて評価しているので、これと顕微鏡下における組織の直接観察によつてえられる“変態量(容積%)”との間の関係を検討しておくことが必要であろう。

(i) 変態膨張量による変態量の評価

Fig. 8 の dilatation-temperature curve において Rdcb は焼鈍試料の加熱時、A B C D' E' はオーステナイト化後、ある冷却速度で連続冷却した場合である。この場合、冷却時パーライト段階の変態は起らず、Cにおいてベイナイト変態を開始し、D'で終了している。なお残部オーステナイトは、E'でマルテンサイト変態を開始する。CDは過冷100%オーステナイトの curve である。この場合のB変態にもとづく変態膨張量は、DD'/Dd (あるいは100分率で示す)によつて表わした。またオーステナイト化後連続冷却によつてA-B'間でP段階の変態を生じた場合も、P変態にもとづく変態膨張量は、B変態の場合同様、BB'/Bb (あるいは100分率で示す)によつて表わした。Fig. 2, 4, 6, 7, の諸図において、 δ_B , δ_P としたのはこのようにして求めた値である。

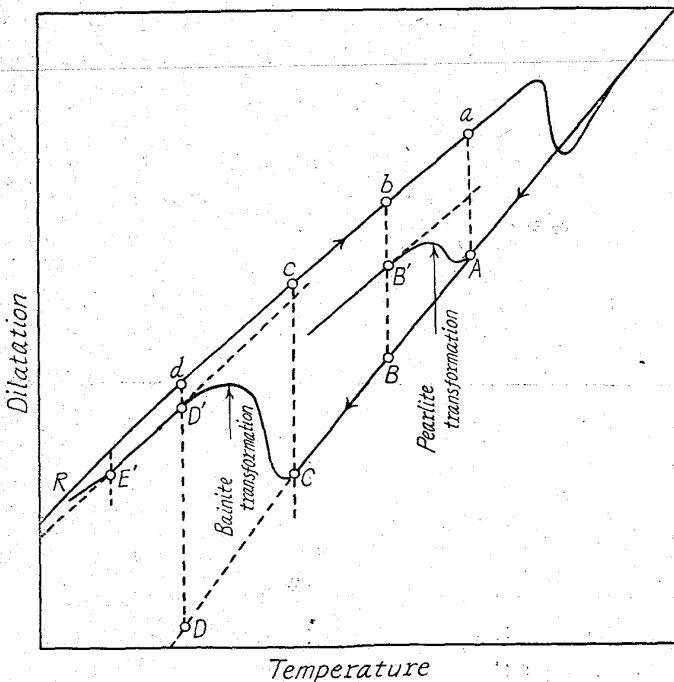


Fig. 8. Evaluation of dilatometric expansion due to transformations.

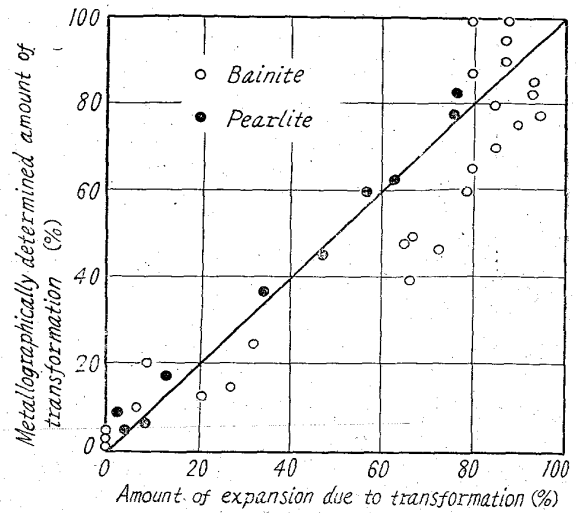


Fig. 9. Relationship between metallographic and dilatometric amounts of transformation.

(ii) 変態にもとづく膨張量と組織の観察定量によつて求めた変態量との関係。

(i) に述べたような方法によつて求めた変態にもとづく膨張量(相対値)と、熱膨張測定終了後の試験片に、実際に観察される変態生成物の量との関係をしらべるために、熱膨張測定後の試験片断面の組織構成を、標準図との比較法およびリニアル・アナリシス法によつて定量した。各試験片の変態生成物量の定量結果と、変態にもとづく膨張量(相対値)の関係を Fig. 9 に示した。

ベイナイト変態については、膨張量が大きいほど変態量も大であるが、両者の完全な1:1の対応はなく、変態量80%以下では変態膨張量%が組織定量による変態量よりも過大である*。これはB組織そのものが、パーライトのような平衡値に近いC%を有するフェライトからなるものではなく、フェライトのC%は過飽和であり¹¹⁾、また、炭化物も Fe_3C (θ 相) だけでなく、とくに低温で生じたB中には ϵ 相が含まれるためである。

一方パーライト変態については、膨張量によつて求めた変態量%が、実際に定量した組織中のP量%ときわめて良好に1:1の対応を示している。これは上記のB変態について行なつたと同様の考察からもうなずけることである。

7) 各種組織の硬度

以上に、供試鋼種に属する任意の成分の鋼を連続冷却した場合、どのような組織構成が得られるかを、冷却速

* このような関係は、RUSSELら¹⁰⁾が過共析Cr-Mo鋼において、等温変態と連続冷却時の膨張量の比較を行なつた実験結果からも支持されるのではないかと考える。

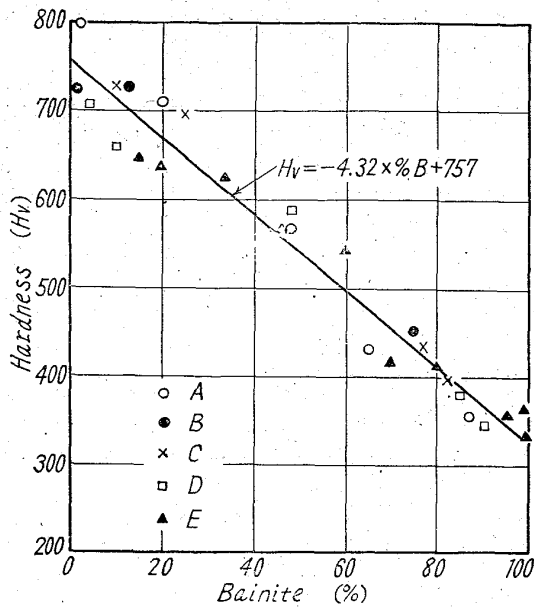


Fig. 10. As-continuously-cooled hardness vs. % bainite in B+M structures.

速度の関数として知ることができることを示した。つぎに知りたいのは、連続冷却によつて得られる種々の組織の硬度である。この鋼種においては、広い冷却速度にわたつてB+M組織が得られるが、この混合組織の硬度がB量によつてどのように変化するかを知りたい。Fig.10は5供試鋼のすべてのデータを用いて、この関係を示したものである。ただし、ここでB%としているのは、組織定量によつて求めたものである。図に示されるように、供試鋼にはほぼ無関係に、B量と硬度の間には次式で表わされる直線的関係が存在する。

$$Hv = -4.32 \times \%B + 757 \quad (Hv: \text{ピッカース硬度}) \quad \dots\dots\dots (3)$$

供試鋼はいずれも同一鋼種に属し、Cをはじめ合金元素量の変動範囲が小さいので、B+M組織の硬度は、組織の構成、すなわちB+M組織中のB量によつてほとんど決定されていることがわかる*。つぎに実際の製品は焼もどしを行なうので、焼もどしによる焼入硬度（連続冷却のままの硬度を指す）の変化を検討しなければならない。それぞれ350°C、450°C、550°Cおよび650°Cにおいて1hの焼もどしを行なつた後の硬度を、B+M組織中のB量に対してプロットすると、各焼もどし温度について、0~30%Bの組織においては焼もどし後の硬度

* 供試鋼の種々の熱処理後に残留するオーステナイト量については、X線積分強度法によつて検討を加えたが、残留オーステナイトの量は、硬度にいちじるしい影響を与えるようなもの¹²⁾ではなかつた。

Table 4. K & H₀ in Eq. (4)

Tempering temperature (°C)	K	H ₀
350	3.29	658
450	2.22	563
550	1.39	458
650	0.82	371

* $Hv = -K \times \%B + H_0$:
 Hv = Hardness after tempering,
 %B = Bainite, per cent

にはほとんど差がないが、30%以上のBを含む組織については、B量の増加に対してほぼ直線的に硬度が低下している。したがつて焼もどし後の硬度とB%の関係はつぎの一般式で示される。

$$Hv = -K \times \%B + H_0 \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここでおよそK及びH₀は、焼もどし時間を1hにした場合、焼もどし温度によつて定まる定数である。ただし上式は、B ≥ 30% に対して適用され、B = 0~30%ではHvは一定でB = 30%の場合にひとしいとする。KおよびH₀を各焼もどし温度について求めた結果をTable 4に示す。

以上のように、合金元素が小範囲内で変動しても、変態挙動にはかなり大きい差を生ずるが、一方ベイナイトやマルテンサイトのような組織構成成分それ自体の性質を大きく変化させるものではないことがわかる。いかえれば、本鋼種によつてひとしい大きさの製品を作製し、ひとしい熱処理を施したとして、溶解毎に製品硬度の差を生じた場合、その主原因は、各溶解の変態特性の差、したがつて組織構成の差であることがわかる。

IV. 総 括

以上の実験結果を総括すればつぎのとおりである。

(1) 本鋼種のCCT曲線では、ベイナイト変態領域が大きく左側に凸出し、パーライト変態を生ずるまでに、広範囲の構成比のベイナイト+マルテンサイト組織が得られる。

(2) 供試5鋼は同一鋼種に属し、C%をはじめ合金元素量が小範囲内において多様に変動しているものであるが、CCT曲線によつて表わされる変態挙動には、供試鋼相互の間にかんがりの差がある。

(3) このような供試鋼間の変態挙動の差は、最も完全にはCCT曲線の比較によつて明らかにされるものであるが、CCT曲線上において、とくに重要な変態特性値例えば、1, 10, 50%などのベイナイトやパーライ

トを生ずる臨界冷却速度などをとりだすことによつて、これを単純化し、定量的比較を可能にすることができる。

(4) 1, 10, 50, 80% の各種量のベイナイトを生ずる臨界冷却時間と、鋼の化学成分および粒度から計算できる理想臨界直径 (D_i) との実験的な関係を示した。本鋼種においては、後者によつて前者を正しく評価することができる。また 1% ベイナイト量についての臨界冷却時間と、その他のベイナイト量 (10, 50%) に対応する臨界冷却時間との間には直線的関係がある。

(5) パーライト変態とベイナイト変態は全く事情を異にし、種々の量のパーライトを生ずる臨界冷却速度は鋼の C% によつて評価することができる。本鋼種においては、C% が大となるほど、各臨界冷却速度は大となる (生成し易くなる)。また 1% パーライト生成の臨界冷却時間が大きいほど、その他のパーライト量の生成に対応する臨界冷却時間も大きくなる。

(6) Ms 点および CCT 曲線上のベイナイト変態開始温度は、鋼の化学成分からほぼ正しく推定することができる。また、上位臨界冷却速度とパーライト生成開始の臨界冷却速度の間の冷却速度では、先行変態としてベイナイトを生ずるが、この場合未変態オーステナイトがマルテンサイトに変態を開始する温度は低下し、その低下の度合は、先行ベイナイト変態量が大となる程大となる。

(7) 焼入のままおよび焼もどし後の硬度は、組織を構成する変態生成物の量比によつて決定される。すなわち B+M 組織の焼入のままおよび焼もどし後の硬度は、

$$H_v = -K \times \%B + H_0$$

の一般式で示される。K および H_0 は焼もどし条件によつて定まる定数である。

以上の結果、本鋼種に属する鋼の変態特性、すなわち焼入性や、ある冷却速度で冷却した場合の変態の生起状況、最終組織の構成、その硬度、さらに焼もどしを加えた後の硬度など、熱処理を行う上に必要な知識は、鋼の

化学成分 (およびオーステナイト粒度) から定量的に求めることが可能である。

終りに、本研究に対して御協力と御援助をいただいた住友金属工業株式会社の諸氏、なかんずく著者の直接の上司として有益な御助言を賜わつた長谷川太郎、三好栄次両博士に厚く御礼申し上げます。また、本研究の発表を許可された住友金属工業株式会社に対し深く感謝の意を表します。
(昭和37年4月寄稿)

文 献

- 1) 邦武: 住友金属, 12 (1960) 2, p. 21~35
- 2) Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Max-Planck-Inst. für Eisenforschung (1958)
- 3) "Calculations of the Standard End-Quench Hardenability Curve from Chemical Composition and Grain Size", Amer. Iron and Steel Inst., Feb. 1946
- 4) P. PAYSON, C. H. SAVAGE: Trans. Amer. Soc. Metals, 33 (1944), p. 261
- 5) R. A. GRANGE, H. M. STEWART: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 167 (1946) p. 467
- 6) L. A. CARAPPELLA: Trans. Amer. Soc. Metals, 33 (1944), p. 277
- 7) A. E. NEHRENBERG: Discussion to Payson & Savage's paper.
- 8) W. STEVEN, A. G. HAYNES: Iron and Steel, 29 (1956), p. 634
- 9) 邦武: 未発表
- 10) T. F. RUSSEL, C. MAVROCORDATOS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), May, (1949), p. 33~43
- 11) S. J. MATAS, R. F. HEHEMANN: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 221 (1961), p. 179
- 12) E. C. BAIN, H. W. PAXTON, "Alloying Elements in Steel", 2nd Edition, 1961, Amer. Soc. Metals.