

して鉄鋼の硫化腐蝕に効果がないといっているが、この結果は Mn 1.0% 以上で特に効果のあることを示している。Mn は Fe と同じ程度に硫化被膜中に拡散して硫化物をつくるが、この被膜がある程度の腐蝕抵抗性を有しているものと思われる。

以上の結果鑄鉄成分のうち、C は従来の報告と異なり鑄鉄の耐硫化性を向上せしめず、Si, Mn が耐硫化性を増進せしめることがわかった。

V. 結 言

鑄鉄の高温度における硫化腐蝕について調査しつぎのごとき結論を得た。

1) 硫化被膜は pyrrhotite $Fe_{1-x}S$, pyrite FeS_2 からなり、被膜外層には鑄鉄成分中の C, P はほとんど拡散せず、Mn は自由に拡散し、Si は一部拡散する。

2) 硫化時間と硫化量との間には拋物線法則が成立し、つぎの実験式が得られた。 $W^2 = 1.15 \times 10^{-6} t$

3) 硫化温度と硫化量との間には指数的法則が成立し、実験式 $K = 2.1 \cdot e^{-33500/RT}$ が得られた。

4) 鑄鉄の組織は硫化量にはほとんど影響を与えない。

5) 鑄鉄成分中、C は硫化量を増大し、Si, Mn は硫化量を減少せしめる。

最後に本研究に御指導を賜った早大塩沢正一教授に感謝する。

文 献

- 1) 村上武次郎・長崎久弥: 日本金属学会誌, 4(1940), 7, 201
- 2) P. V. GELD & O. A. ESSIN: British Chemical Digest, 2 (1948), 225
- 3) A. DRAVNIKS: Industrial and Engineering Chemistry, 43 (1951), 12, 2897
- 4) L. R. SHEPPARD: Corrosion 6 (1950), 1, 27
- 5) D. C. BOND & G. A. MARSH: Corrosion, 6 (1950), 1, 6
- 6) F. J. BRUNS: Corrosion, 13 (1957), 1, 27t
- 7) 古川正行: 日本金属学会第34回大会講演 1954,
- 8) M. R. PIGGOT & H. WILMAN: Acta Cryst., 6 (1958), 11, 93
- 9) F. H. MEYER, O. L. RIGGS, R. L. MCGLOSSON & J. D. SUDBURY: Corrosion, 14 (1958), 2, 109t
- 10) W. BAUKLOH u. E. SPETZLER: Korrosion u. Metallschutz, 16 (1940), 4, 116
- 11) O. KUBASCHEWSKI u. O. VON GOLDBECK: Metalloberfläche, 8 (1954), 3, 34
- 12) 丸山益輝: 鑄物, 26 (1954), 3, 127
- 13) T. K. ROSS u. A. J. MACNAB: Werkstoffe u. Korrosion, 10 (1959), 7, 417
- 14) H. GRUBER: Z. Metallkunde, 23 (1931), 5, 151
- 15) 芹田 陽: 鑄物, 30 (1958), 2, 88
- 16) K. HAUFFE u. A. RAHMEL: Z. Physikalische Chemie, 199 (1952), 1~3, 152
- 17) 川端駿吉, 上村勝二, 本田順太郎, 米田義治: 鉄と鋼, 39 (1953), 3, 343
- 18) G. SORELL & W. B. HOYT: Corrosion, 12 (1956), 5, 213t

Mn-Si 系 2H 鋼の溶接用連続冷却変態図*

関 口 春次郎**・稲 垣 道 夫***

Continuous Cooling Transformation Diagrams for Welding of Mn-Si Type 2H Steels.

Harujiro Sekiguchi and Michio Inagaki

Synopsis:

The authors performed a series of researches on continuous cooling transformation diagrams of structural steels used for welding and reported them successively in Journal of Japan Welding Society (1957—1959, vols. 26—28). In these reports, the continuous cooling transformation diagrams were obtained with small specimens in the case of rapid-heating to maximum temp. 1350°C, cooling by various processes immediately after reaching its temp. and without holding at its temp. They gave fundamental data for the sake of selecting the

weldable steels and determined the conditions when welding these steels. Therefore, such continuous cooling transformation diagrams were presumed very important and useful.

In the hresent report, on the basis of the results of the above researches, further determinations were made on the continuous cooling transformation diagrams for high tensile steels 2H which were of Mn-Si type and showed the tensile strength enhanced to about 60 kg/mm² by the heat-treatment of water-quenching and tempering.

For those 2H steels could be adopted also, a diagram that was plotted to show the relation between critical cooling-time C_z' , C_f' or 50% martensite cooling-time and the carbon equivalent of mild steels and Mn-Si type high tensile steels as rolled or normalized. And then, using this diagram the critical cooling-time C_z' , C_f' and 50% martensite cooling-time and the carbon equivalent were determined with mild steels and Mn-Si type high tensile steels as rolled or normalized. And then, based on this diagram the critical cooling-time C_z' , C_f' and 50% martensite cooling times of arbitrary steel grades could be predicted from the carbon equivalent $C_{eq} = (C + 1/12Mn + 1/24Si)\%$ of those steels.

Next, the various types of high tensile steel having 60 kg/mm² tensile strengths were compared with each other, From stand points of the buctility and crack-sensitivity of the weld heat affected zone, the critical cooling-time C_f' which began to reveal existance of primary ferrite was important, and the steels having smaller value of C_f' were found desirable. For this purpose, even with any type of steels, it was necessary that the carbon content of a steel was lowered to a mimimum.

I. 緒 言

著者らはすでに多数の軟鋼および高張力鋼につき溶接用連続冷却変態図を作成し、溶接学会誌上で報告してきた^{1)~13)}。また他方において著者らは実際に種々の条件で溶接をおこない、その熱影響部につき溶接による加熱冷却曲線、顕微鏡組織および硬度を実測し、fusion line に近接した部分すなわち最高硬度部分の冷却曲線と組織および硬度との関係を求めた^{14)~18)}。一般に鋼材を溶接すると熱影響部が硬化するが、その硬化の度合は鋼材の種類および溶接諸条件によつて変化する。近年構造用鋼として、高張力鋼が軟鋼にvari次第に使用される傾向にある。高張力鋼は軟鋼に少量の合金元素を添加して、降伏点および引張強さを高めたもので、軟鋼に較べて熱影響部が硬化しやすい。熱影響部が硬化すると、溶接中または構造物として使用中に割れが起る恐れがある。特にビード下割れは、熱影響部の fusion line に接近した最高硬度付近に発生する。そこで鋼材から多数の小試片を削り出し、これに溶接の場合と類似の熱サイクルを与え、最高加熱温度 900°C, 1100°C, 1300°C, 1350°C, 1400°C の各場合の連続冷却変態図を作成した。そして上述の実際の溶接熱影響部の冷却曲線、組織および硬度と比較したところ、fusion line に近接した部分の組織ならびに硬度を推定するには、最高加熱温度を 1300°C

~1400°C とした場合の連続冷却変態図が有効であることがわかつた。

かような連続冷却変態図を多数の鋼材につき求めて置くことは、溶接の際割れを発生しない溶接性の良好な鋼材を選定するための基礎資料となり、またこれら鋼材の溶接施工に当つて、溶接条件を決定するための資料となるので、きわめて重要な意義を有している^{19)~32)}。

本報においては、Mn-Si 系の 2H 鋼の 2 種につき急速加熱最高温度 1350°C の場合の連続冷却変態図を求めた結果を報告する。

II. 供 試 鋼 材

わが国現用の高張力鋼としては、Mn-Si 系がもつとも普通のもので、これに圧延のまままたは焼ならしをしたものと調質したものとがある。Mn-Si 系の圧延のまままたは焼ならしをした状態で使用する高張力鋼の引張強さは、大体 50 または 55 kg/mm² 程度である。しかし 2H 鋼は焼入れ焼もどしを施した調質鋼の 1 種で、その引張強さは 60 kg/mm² 程度である。

ここで試験に供した 2H 鋼板の化学成分は Table 1 に示す通りである。これによると、2HA 鋼板の炭素含量は 0.15% で、2HB 鋼のその 0.11% よりかなり高い。両者の珪素含量およびマンガン含量はたがい近似しており、従来の Mn-Si 系の圧延のまままたは焼な

Table 1. Chemical analyses (%) of steel plates used.

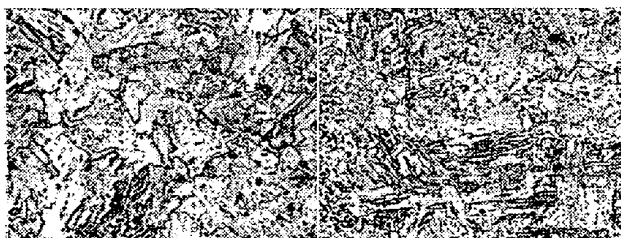
Test mark of steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	Al ₂ O ₃
2 HA (9mm plate)	0.15	0.53	1.20	0.016	0.011	0.15	0.09	0.03	0.008	0.005
2 HB (20mmplate)	0.11	0.48	1.20	0.018	0.021	0.17	0.08	0.05	0.	

Table 2. Ladle analyses (%) and mechanical properties of steels used.

Test mark of steel	Ladle analyses %					Ultimate tensile strength, kg/mm ²	Yield point, kg/mm ²	Elongation (G.L. 200 mm) %	Slow bending test (180°C)	V-notch charpy impact test	
	C	Si	Mn	P	S					Tr ₁₅ , °C	TrF, °C
2HA	0.16	0.50	1.24	0.015	0.008	60.6	46.3	33.0	Good	< -60°	-40°
2HB	0.14	0.49	1.25	0.016	0.018	62.9	49.1	19.4	Good	-60°	-40°

らしをした状態で使用する高張力鋼の化学成分と類似している。なお 2HA 鋼板の板厚は 9mm, 2HB 鋼板のそれは 20mm であった。参考のために、製鋼メーカーから提示されたレードル分析値と鋼板の機械的性質を Table 2 に示す。Table 1 の鋼板の化学分析値と Table 2 のレードル分析値とを比較して、それぞれ Si, Mn, P, S のこの程度の相異については、今までの溶接用連続冷却変態図に関する研究から推してさほど問題にならないが、炭素含量の比較的僅少な相異についてはかなり問題があると思われる。すなわち 2HB 鋼の鋼板分析による炭素含量が 0.11% であるのに対し、レードル分析によるそれが 0.14% であるが、この 0.03% の差はかなり重大である。2HA 鋼の場合にはその差が 0.01% でかなり類似している。したがって溶接用連続冷却変態図におよぼす化学成分の影響を検討する場合には、Table 1 の鋼板分析値を対象にすることとする。

2HA 鋼板の圧延終了温度は 850°C で、熱処理としては 850°C から 30 s 間水焼入れし、680°C に 1.5 h 焼もどしをおこなった。2HB 鋼板については圧延終了温度が 905°C で、熱処理としては 865°C から 120 s 間焼入れし、670°C に 2 h 焼もどしをおこなった。両鋼板の顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。これによると両者の



(a) Steel 2HA, Hv:211 (b) Steel 2HB, Hv:203
×500 (1/2)

Photo. 1. Microstructures of steel plates as received.

組織は類似している。Table 2 の引張試験結果を見ると、2HB 鋼は 2HA 鋼よりも炭素含量が少ないにも拘わらず、引張強さおよび降伏点が高く伸びが小さい。これは焼入時間の相違が大きく影響しているためと考えられる。すなわち 2HB 鋼板の焼入時間が 120 s である

のに対し 2HA 鋼のそれが 30 s で、両者はかなり相違している。この場合焼入時間 30 s では鋼板の焼入終了温度がなお高く焼入れが不完全であろうと思われる。

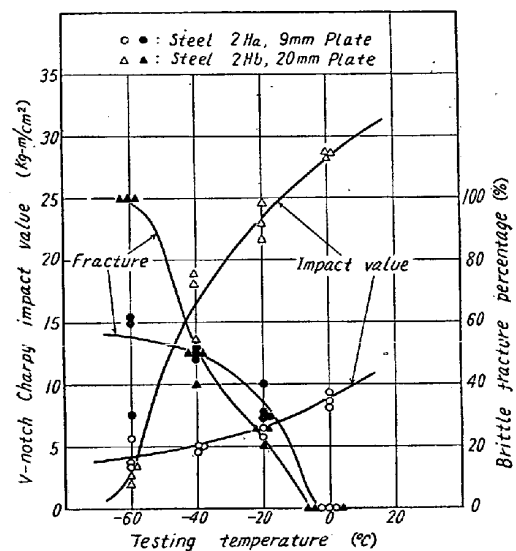


Fig. 1. Results of V-notch Charpy impact test.

Vノッチのシャルピー衝撃試験結果を Fig. 1 に示す。これによると両鋼種の差異が明瞭である。試験温度は 0°C, -20°C, -40°C および -60°C の 4 つであり、試験温度 0°C, -20°C, -40°C の各場合には 2HB 鋼の吸収エネルギーは 2HA 鋼のそれらに較べていちじるしく高い。しかし -60°C では 2HB 鋼の吸収エネルギーはいちじるしく低下し、2HA 鋼のそれよりもやや低くなる。また -60°C における 2HB 鋼の脆性破面率は 100% であるのに対し、2HA 鋼のそれは 50% 程度である。すなわち 2HA 鋼は吸収エネルギーが一般に低いが、低温になるにつれて緩やかに低下するのに反して、2HB 鋼は比較的高い温度では吸収エネルギーが高いが、低温になるにつれて急激に低下し、-60°C ではきわめて低く 100% の脆性破面率を示す。Fig. 1 から吸収エネルギーが 15 ft-lb (2.6 kg-m/cm²) になる遷移温度 Tr₁₅ および脆性破面率が 50% となる破面遷移温度を求めて Table 2 に表示したが、両鋼の遷移温度は近似している。これらの Vノッチシャルピー衝撃試験結果には、鋼材の炭素含量が大きく影響しているも

のと思われる。

連続冷却変態図作成に当つては、横軸にその鋼材の A_3 変態点からの冷却時間を対数目盛でとるので、まず鋼材の A_3 変態点を求めねばならない。このため通常の佐藤式熱膨脹計を使用して、約 950°C まで約 $4^\circ\text{C}/\text{mn}$ の速度で徐熱徐冷して熱膨脹収縮曲線を求めた。これによると 2HA 鋼については Ac_1 が 754°C 、 Ac_3 が 887°C 、 Ar_3 が 789°C 、 Ar_1 が 659°C となり、 Ac_3 と Ar_3 とを平均して A_3 を求めると 835°C が得られる。また Ac_1 と Ar_1 とを平均して A_1 707°C が得られる。2HB 鋼についても同様にして Ac_1 が 761°C 、 Ac_3 が 891°C 、 Ar_1 が 659°C 、 Ar_3 が 787°C でこれらから A_1 として 710°C 、 A_3 として 839°C が得られた。

III. 2HA 鋼の連続冷却変態図

これまで軟鋼および高張力鋼の連続冷却変態図を、正確に作成することは、困難なことであるとされてきた。とくに溶接熱影響部の fusion line に近接した部分の組織ならびに硬度を推定し得るような、急速加熱最高温度 1350°C の場合の連続冷却変態図の作成は、加熱温度が高温であるため一層困難である。著者らはかような連続冷却変態図を正確に求めるための装置を試作し完成した。これは熱膨脹記録装置および熱分析記録装置の2つから成っている。これら装置の解説については、すでに溶接学会誌上で報告した⁴⁾。本報の連続冷却変態図は、これら装置によつて冷却曲線および変態温度を測定し、また別に顕微鏡検査とビッカース硬度 (荷重 10 kg) 測定をおこない、これらを総合して作成されたものであ

る。

Fig. 2 が 2HA 鋼の連続冷却変態図である。この鋼の A_3 変態点は 835°C であるので、この温度に達した時刻を基準の 0 s として、各試片の冷却曲線を記入した。その末端に冷却後の試片の断面平均硬度と試片番号とを示した。試片番号のうち R の記号を付したものは、熱膨脹記録装置によつて変態温度および冷却曲線を求めたものであり、記号を付さないものは熱分析装置によつて求めたものである。各冷却曲線上には変態温度をプロットし、オーステナイト (A) からフェライト (F)、パーライト (P)、中間段階組織 (Zw) およびマルテンサイト (M) への各変態開始曲線とパーライトの変態終了曲線とを求めた。なお試片 R 7 と 10 についてはマルテンサイト変態がほぼ完了する温度が観察されたので、これらの点を結び M_F 曲線とした。また冷却曲線につき各組織の変態終了温度付近にその組織成分の面積割合を記入した。

連続冷却変態図を求めるために種々の方法で冷却した試片のうち、代表的と思われるものの断面の顕微鏡写真を Photo. 2 に示す。試片 R 1 の組織は粗大なフェライトの地にパーライトが凝集しているが、試片 R 4 では中間段階組織が少量現われパーライトが比較的細かく分散する。試片 R 7 ではパーライト量が僅少で、半分近い中間段階組織で占められわずかなマルテンサイトも見受けられるようになる。さらに冷却がはやい試片 R 12 になると、初析のフェライトがもとのオーステナイト粒界に少量存在し、中間段階組織が多くマルテンサイトもかなり多い。試片 13 は初析のフェライトがほとんど存在せず、マルテンサイト組織がいちじるしく多い。試片 15 の組織は大部分がマルテンサイトでもとのオーステナイト粒界付近に少量の中間段階組織が存在している。

Fig. 2 の連続冷却変態図中には、マルテンサイトのみとなる臨界の冷却曲線 z、初析フェライトが出始める臨界の冷却曲線 f、パーライトが出始める臨界の冷却曲線 p およびフェライトとパーライトのみとなる臨界の冷却曲線 e をもあわせ記入した。これらの臨界冷却曲線が 500°C の水平線を横切る点をそれぞれ C_z 、 C_f 、 C_p および C_e とし、これらの各点が示す横軸の読みすなわち冷却時間を C_z' 、 C_f' 、 C_p'

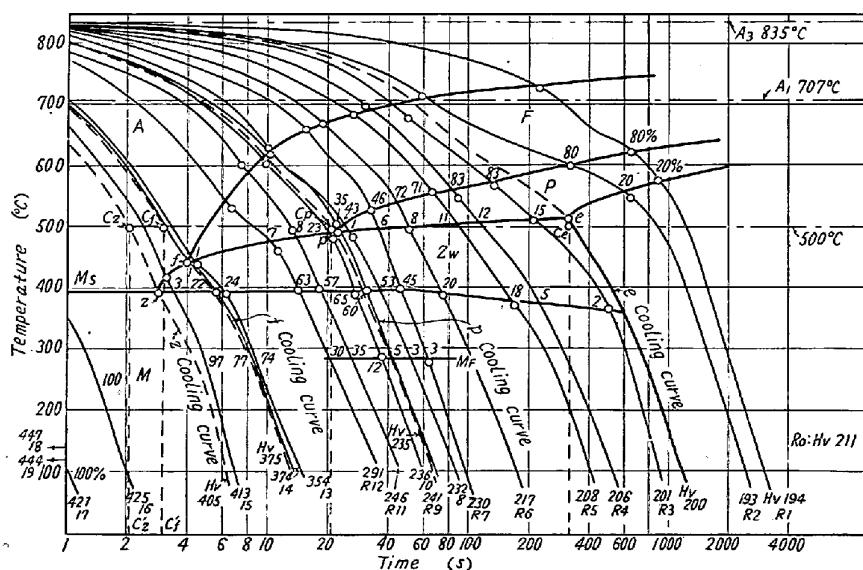
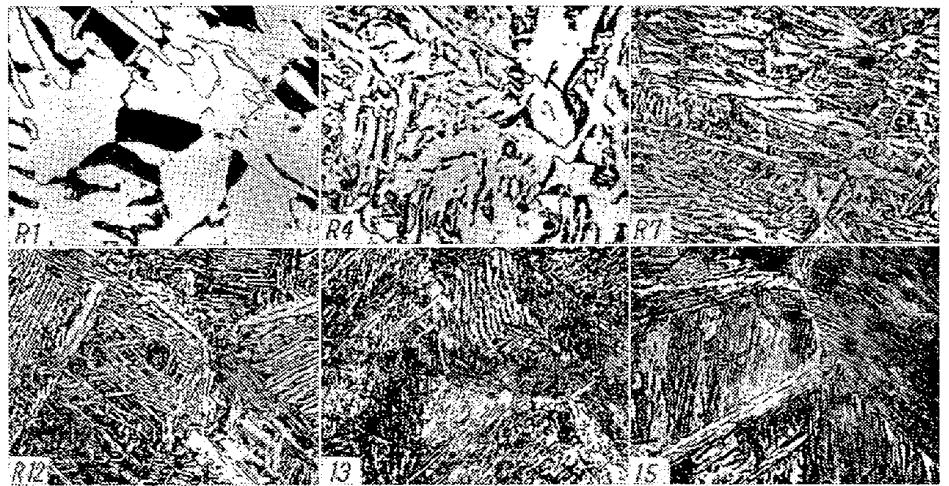


Fig. 2. Continuous cooling transformation diagram of steel 2HA and its critical points, critical cooling curves and critical cooling times. Max heating temp. : 1350°C

および C_e' と称することにする。この 2HA 鋼については、 C_z' が 2.1 s、 C_f' が 3.0 s、 C_p' が 21 s、 C_e' が 320 s となる。Fig. 2 から種々の冷却方法で冷却した試片の平均硬度または組織成分の面積割合と A_3 (835°C) から 500°C までの冷却時間との関係を求めると、Fig. 3 が得られる。これによつて任意の冷却時間に対する硬度および組織の成分割合を容易に推定することができる。例えばマルテンサイトが 50% となるときの冷却時間は 5.6 s となる。この図から、鋼材の冷却時の変態特性を表わす各臨界冷却時間に対応する硬度を求めると、 C_z' に対しては 405、 C_f' に対しては 375、 C_p' に対しては 235、 C_e' に対しては 200 がそれぞれ得られる。これらの値を Fig. 2 の各臨界冷却曲線の末端にそれぞれ記入した。

IV. 2HB 鋼の連続冷却変態図

上述の 2HA 鋼と同様にして、2HB 鋼の連続冷却変態図を作成した。ただし 2HB 鋼の A_3 変態点は 839°C、 A_1 変態点は 710°C で、2HA 鋼のそれらに較べてわずかながら高い温度を示し、2HB 鋼の連続冷却変態図には横軸に A_3 点 839°C を基準の 0 s として時間を採つた。この連続冷却変態図を Fig. 4 に示す。冷却試片の代表的な顕微鏡組織を Photo. 3 に示す。Fig. 4 には諸臨界点 z , f , p , e を通る臨界冷却曲線をもあわせ記入した。同図から各臨界冷却時間を求めると、 C_z' が 1.3 s、 C_f' が 2.1 s、 C_p' が 19 s、 C_e' が 190 s となる。Fig. 5 は連続冷却変態図の作成のために 1350°C に急速加熱しその温度に保持しないで直ちに種々の冷却方法で冷却した多数の試片のビッカース硬度または組織成分の面積割合と、 A_3 変態点 (839°C) から 500°C までの冷却時間との関係を示したものである。この図から各臨界冷却時間に対応する硬度を求めると、 C_z' に対しては 430、 C_f' に対しては 365、 C_p' に対しては 235、 C_e' に対しては 197 となる。これらの硬度値を Fig. 4 に各臨界冷却曲線の末端に記入した。また Fig. 5 でマルテンサイトの面積割合



(R1) 80%F, 20%P, Hv:194 (R4) 83%F, 12%P, 5%Zw, Hv:206 (R7) 46%F, 6%P, 45%Zw, 3%M, Hv:230
(R12) 7%F, 63%Zw, 30%M, Hv:291 (R13) 1%F, 24%Zw, 74%M, Hv:374 (R15) 3%Zw, 97%M, Hv:413 ×500(1/2)

Photo. 2. Microstructure of several specimens cooled with various ways to obtain the C.C.T. diagram of steel 2HA.

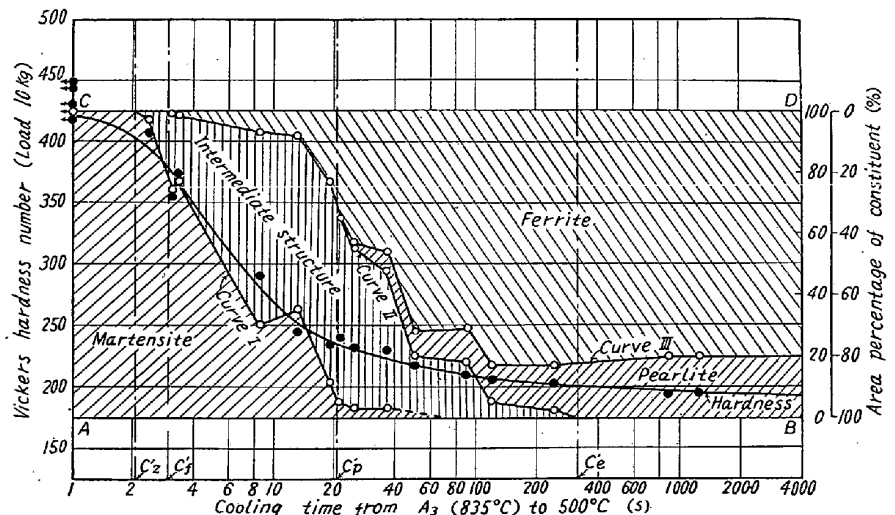


Fig. 3. Relations between hardness or area percentage of constituent and cooling time for the steel 2HA.

が 50% となる。冷却時間を求めると 2.3 s となる。

V. 臨界冷却時間の推定

諸臨界冷却時間のうち、鋼材の溶接性および溶接条件の決定にもつとも関係深いものは C_f' 臨界冷却時間である^{19)~32)}。著者らはすでに軟鋼および Mn-Si 系高張力鋼の圧延のまま、または焼ならしをおこなった鋼材につき多数の連続冷却変態図を作成し、 C_f' 、 C_z' および 50% マルテンサイト冷却時間とそれらの化学成分との関係を検討し、つぎの実験式を求めた¹¹⁾。

$$\log(50\% \text{MCT}) = 8.79 C_{eq} - 1.52$$

$$\log C_f' = 8.59 C_{eq} - 1.69$$

$$\log C_z' = 7.84 C_{eq} - 1.81$$

$$\text{炭素当量 } C_{eq} = (C + 1/12 \text{Mn} + 1/24 \text{Si})\%$$

これらの式は炭素含量が 0.10~0.18%, 珪素含量が 0.01~0.53%, マンガン含量が 0.41~1.40% の各範囲で, P, S, Cu, Ni, Cr などが不純物としてのみ含有されるにすぎない。キルド鋼, セミキルド鋼およびリムド鋼について得られた結果である。これらの式は, 横軸に炭素当量 $C_{eq} = (C + 1/12Mn + 1/24 Si)$ % をとり, 縦軸に対数目盛の臨界冷却時間 C_f' , C_z' および 50% マルテンサイト冷却時間 (50% MCT) をとると, Fig. 6 で示されるように, それぞれ 1 本の直線で表わされる。この図にはすでに著者らが作成した軟鋼および Mn-Si 系の高張力鋼の連続冷却変態図から得られた測定点がプロットされている。

本報では焼入れ焼もどしの調質を施した Mn-Si 系高張力鋼 2H について, 前述のように連続冷却変態図を作成したので, これらの図から得られた C_f' , C_z' および 50% マルテンサイト冷却時間を Fig. 6 の中にプロットして見た。これによると, 調質鋼についても測定点が大体この関係直線上にそれぞれ落ちることがわかる。したがって Fig. 6 はこの種調質鋼についても適用され, この図を用いて任意の鋼材の炭素含量, 珪素含量およびマンガン含量から臨界冷却時間 C_f' , C_z' および 50% マルテンサイト冷却時間のおおよその値を推定することが可能である。

なおこの炭素当量

$C_{eq} = (C + 1/12 Mn + 1/24 Si)$ % からわかるように, 鋼材の炭素含量はマンガン含量および珪素含量に比べて, C_f' 臨界冷却時間などにいちじるしく敏感に影響するものである。

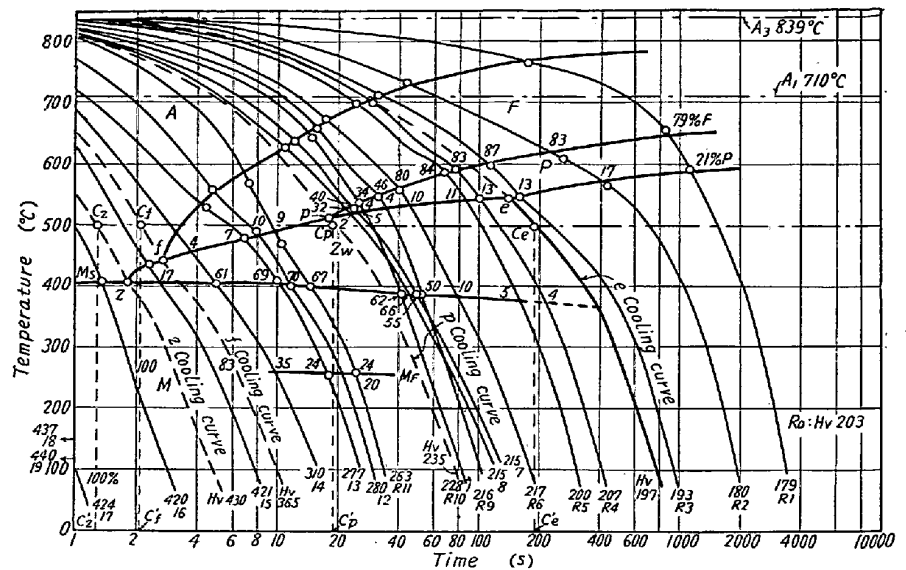
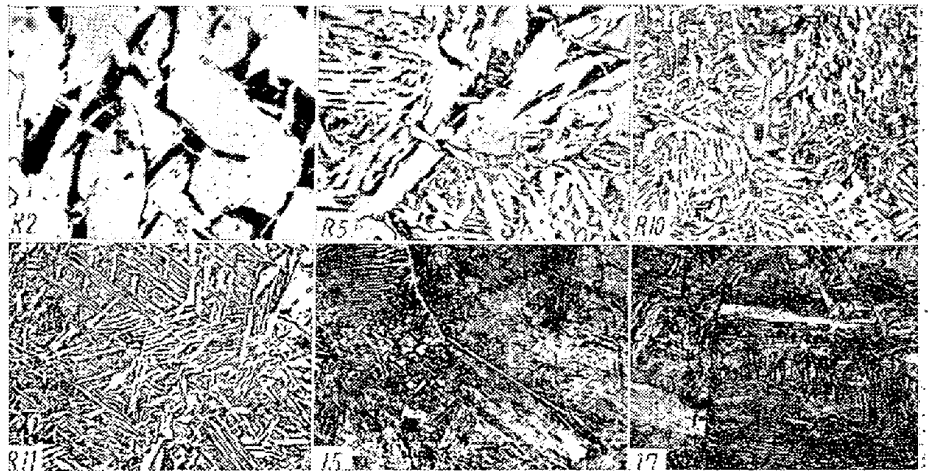


Fig. 4. Continuous cooling transformation diagram of the steel 2HB and its critical points, critical cooling curves and critical cooling times. Max. heating temp.: 1350°C



(R2) 83%F, 17%P. Hv:180 (R5) 84%F, 11%P, 5%Zw. Hv:200 (R10) 34%F, 4%P, 62%Zw. Hv:228
(R11) 9%F, 67%Zw, 24%M. Hv:263 (15) 17%Zw, 83%M. Hv:421 (17) 100%M. Hv:424
x500(1/2)

Photo.3. Microstructure of several specimens cooled with various ways to obtain the C.C.T. diagram of steel 2HB.

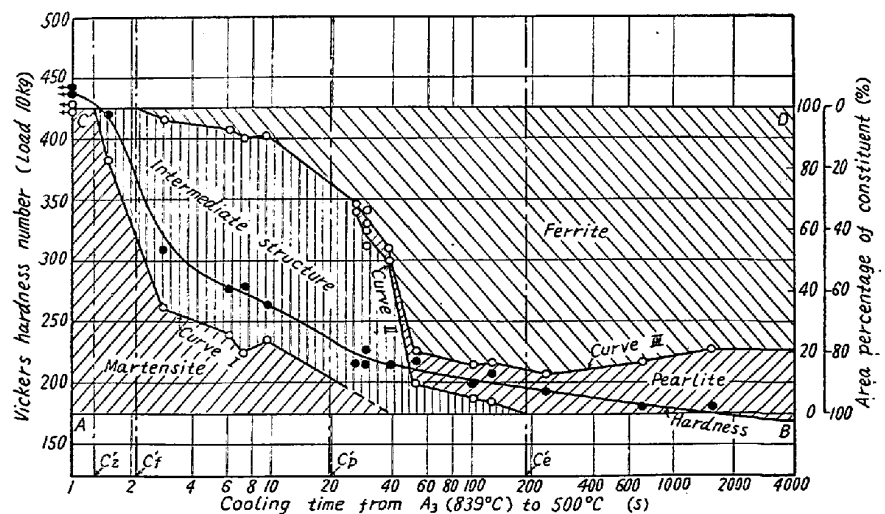


Fig. 5. Relations between hardness or area percentage of constituent and cooling time for the steel 2HB.

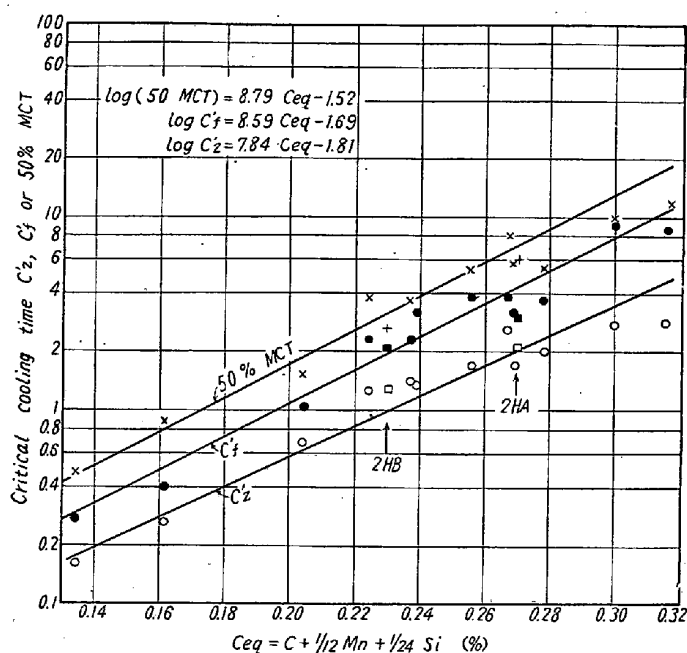


Fig. 6. Relation between carbon equivalent of a steel ($C_{eq} = C + 1/12Mn + 1/24Si$) and its critical cooling times C_z' , C_f' or 50% martensite cooling time.

Table 3. Examples of 60 kg/mm² high tension steels.

Type	Mark	Element %												Heat-treatment
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Al	
Mn-Si	2HA	0.15	0.53	1.20	0.016	0.011	0.15	0.09	0.03	—	—	—	0.008	Quenching and Tempering
	2HB	0.11	0.48	1.20	0.018	0.021	0.17	0.08	0.05	—	—	—	0.001	
Cr-V	YH	0.13	0.45	1.08	0.016	0.006	0.10	0.05	0.32	—	0.15	—	0.019	Controlled Quenching
Ni-Cr-V	YI	0.13	0.40	1.15	0.015	0.008	0.09	0.58	0.30	—	0.15	—	0.013	
Ni-Cr-Mo-V-Ti	YF	0.18	0.32	1.20	0.020	0.006	0.07	0.65	0.22	0.13	0.13	0.015	0.040	—
	YG	0.11	0.42	1.12	0.012	0.009	0.07	0.47	0.27	0.16	0.13	0.015	0.047	

VI. 60kg/mm² 高張力鋼の連続冷却変態図の比較

60 kg/mm² 高張力鋼には Mn-Si 系で焼入れ焼もどしの調質を施したものと、Mn, Si のほかに Ni, Cr, V, Mo, Ti などのうち適当な元素を選び出してこれを少量ずつ添加し調質を施さないものまたは若干調質を施したものがあつた。これらの例を Table 3 に示す。この表における Mn-Si 系の 2HA 鋼および 2HB 鋼は、本報で取り扱つたものである。Cr-V 系の YH 鋼については、その連続冷却変態図から得られる臨界点、臨界冷却曲線および臨界冷却時間を Fig. 7 に図示した*。またそれ

* 著者らの指導のもとに当研究室において、他の研究者らによつて実験し決定された。

らに対応する硬度値を同図に記入した。Ni-Cr-V 系の YI 鋼については、YH 鋼と同様にしてその臨界点、臨界冷却曲線および臨界冷却時間を Fig. 8 に図示し、対応する硬度値を記入した。Ni-Cr-Mo-V-Ti 系の YF 鋼および YG 鋼については、すでに溶接学会誌上で報告した¹²⁾。

Table 3 の化学成分を有する各種 60 kg/mm² 高張力鋼の臨界冷却時間および 50% マルテンサイト冷却時間を一括すると、Table 4 のようになる。Table 3 と Table 4 を見較べながら考察すると、同系の 2HA 鋼と 2HB 鋼については、炭素含量の相違が諸臨界冷却時間の値に明瞭に現われており、0.11% C を有する 2HB 鋼の C_z' , C_f' , C_p' , C_e' および 50% マルテンサイト冷却時間はいずれも、0.15% C を有する 2HA 鋼のそれらよりもそれぞれ小さくなつてゐる。つまり炭素含量を低くすると諸臨界冷却時間および 50% マルテンサイト冷却時間は小さくなつて、溶接性の見地からはきわめて有利である。

Mn, Si のほかに Ni, Cr, Mo, V, Ti のうち適当な元

Table 4. Critical cooling times and 50% martensite cooling times of various kinds of 60 kg/mm² high tension steel.

Type	Mark	Critical cooling time s				50% Martensite cooling time s
		C_z'	C_f'	C_p'	C_e'	
Mn-Si	2HA	2.1	3.0	21	320	5.6
	2HB	1.3	2.1	19	190	2.3
Cr-V	YH	2.3	3.5	42	>1500	~10
Ni-Cr-V	YI	2.2	3.4	48	>1500	~15
Ni-Cr-Mo-V-Ti	YF	2.7	10	110	>2000	12
	YG	1.35	2.7	12.5	>2000	3.4

素を選んで少量添加した鋼材 YF, YG, YH, YI についても炭素含量の影響は甚大であつて、炭素含量さえ低下させれば他の諸元素を少量添加しても、2H 鋼の諸臨界冷却時間 C_z' , C_r' , C_p' および 50% マルテンサイト冷却時間に近い鋼材を作り得る可能性がある。ただし臨界冷却時間 C_e' については、Cr, Mo, V, Ti などの添加によつていちじるしく大きくなる。すなわち Fig. 7, Fig. 8 で見られるように、中間段階組織が冷却時間の広範囲にわたつて現出する傾向があり、この点に関しては Mn-Si 系の高張力鋼と大いに異なるところである。かように中間段階組織が冷却時間の広範囲にわたつて現われることは、鋼材の溶接変質部をねばく強くする傾向があるので、むしろ望ましいことである。Table 4 において YH 鋼および YI 鋼の C_e' の値が 1500 s 以上となつており、YF 鋼および YG 鋼のそれが 2000 s 以上となつているのは、これら鋼材の C_e' の値が実測範囲内では求められなかつたことを示している。

すでに溶接学会誌上で詳述したごとく^{19)~25)}、鋼材の溶接変質部の延性と割れ感受性の観点からは、 C_r' 臨界冷却時間が重要で、この値が小さいほど良好な鋼材といえる。そこで Table 4 の C_r' の値について鋼材を比較すると、2HB 鋼の C_r' がもつとも小さくつきが YG 鋼となつている。2HB 鋼と YG 鋼の炭素含量はともに 0.11% であつて、きわめて低いことは注目すべきことがらである。

VII. 結 言

著者らは構造用鋼材の溶接用連続冷却変態図に関する一連の研究をおこない、溶接学会誌上に報告して来た。本報においては、これらの研究成果を基礎にしてさらに、Mn-Si 系で焼入れ焼もどしの調質を施し引張強さを 60 kg/mm² 程度に高めた高張力鋼 2H について連続冷却変態図を作成した。

そしてこの 2H 鋼についても、圧延のまままたは焼ならしをした軟鋼および Mn-Si 系高張力鋼について得られた Fig. 6 を適用することができ、この図を用いて任意のこの種鋼の炭素当量

$$C_{eq} = (C + 1/12 \text{ Mn} + 1/24 \text{ Si}) \%$$

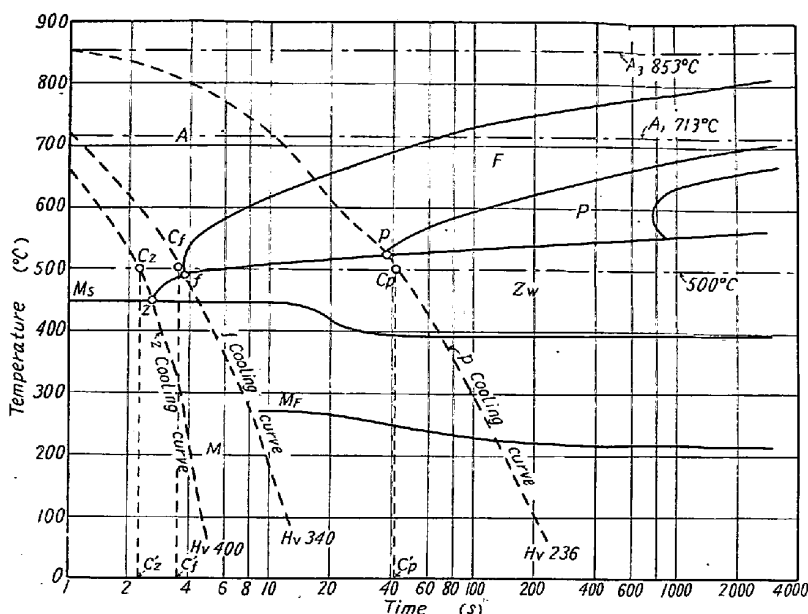


Fig. 7. Critical points, critical cooling curves and critical cooling times in the C.C.T. diagram of steel YH.

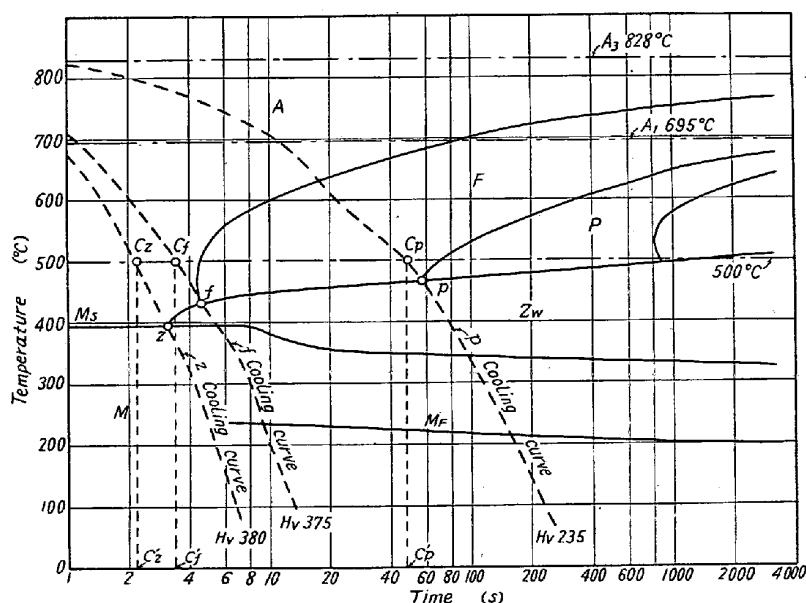


Fig. 8. Critical points, critical cooling curves and critical cooling times in the C.C.T. diagram of the steel YI.

の値から、臨界冷却時間 C_r' , C_z' および 50% マルテンサイト冷却時間を推定することができることを述べた。

つきに引張強さ 60 kg/mm² を有する各種高張力鋼の比較をおこなつた。溶接変質部の延性および割れ感受性の観点から、初析フェライトの有無を表わす臨界の冷却時間 C_r' が重要で、この値の小さい鋼材が望ましいが、それにはいずれの鋼種についても炭素含量を極力低下させることが重要であることがわかつた。

終りに臨み、本実験に熱心に協力された上野純美君に

に感謝の意を表する。なお本研究のため 2H 鋼材の入手に便宜を与えられた株式会社日本製鋼所に対し厚く御礼申し上げる。(昭和34年11月寄稿)

文 献

- 1) 関口, 稲垣, 齒木: “高張力鋼 Wel-ten 55 の連続冷却変態図と溶接変質部の組織および性質(第1報)”, 溶接学会誌, 26 (1957), No.8, 504~511
- 2) 関口, 稲垣: “同上(第2報)”, 同上, 26(1957), No.9, 579~585
- 3) 関口, 稲垣, 佐藤: “同上(第3報)”, 同上, 26 (1957), No.11, 708~714
- 4) 関口, 稲垣: “同上(第4報)”, 同上, 27(1958), No.4, 194~200
- 5) 関口, 稲垣: “同上(第5報)”, 同上, 27(1958), No.4, 201~206
- 6) 関口, 稲垣: “同上(第6報)”, 同上, 27(1958), No.4, 207~212
- 7) 関口, 稲垣: “溶接用諸鋼材の連続冷却変態図(第1報)”, 同上, 27(1958), No.6, 340~346
- 8) 関口, 稲垣: “同上(第2報)”, 同上, 27(1958), No.7, 394~400
- 9) 関口, 稲垣: “同上(第3報)”, 同上, 28(1959), No.8, 517~524
- 10) 関口, 稲垣: “同上(第4報)”, 同上, 28(1959), No.8, 525~530
- 11) 関口, 稲垣: “同上(第5報)”, 同上, 28(1959), No.11, 799~806
- 12) 関口, 稲垣: “同上(第6報)”, 同上, 28(1959), No.11, 807~814
- 13) 関口, 稲垣: “同上(第7報)”, 28 (1959), No. 12, 864~870
- 14) 関口, 稲垣, 佐藤: “高張力鋼溶接変質部の冷却状況と顕微鏡組織および硬度(第1報)”, 同上, 26(1957), No.12, 752~757
- 15) 関口, 稲垣, 佐藤: “同上(第2報)”, 同上, 27 (1958), No.2, 92~98
- 16) 関口, 稲垣, 佐藤: “同上(第3報)”, 同上, 27 (1958), No.2, 99~104
- 17) 関口, 稲垣: “同上(第4報)”, 同上, 27 (1958), No.11, 653~659
- 18) 関口, 稲垣, 宮田: “同上(第5報)”, 同上, 27 (1958), No.12, 730~736
- 19) 関口, 稲垣: “溶接用諸鋼材の冷却時間と脆性(第1報)”, 同上, 27 (1958), No.8, 457~460
- 20) 関口, 稲垣: “同上(第2報)”, 同上, 27 (1958), No.8, 461~465
- 21) 関口, 稲垣: “同上(第3報)”, 同上, 27 (1958), No.9, 526~530
- 22) 関口, 稲垣, 比企野: “同上(第4報)”, 溶接学会秋季学術講演会に発表(1959年10月)
- 23) 関口, 稲垣, 伊野宮: “同上(第5報)”, 同上
- 24) 関口, 稲垣, 伊野宮: “同上(第6報)”, 同上
- 25) 関口, 稲垣, 成田: “諸鋼材の冷却時間と溶接割れ”, 同上
- 26) 稲垣: “鋼材の溶接諸条件と冷却時間(第1報)”, 溶接学会誌, 27 (1958), No.12, 716~722
- 27) 稲垣: “同上(第2報)”, 同上, 28 (1959), No. 1, 25~31
- 28) 稲垣: “同上(第3報)”, 同上, 28(1959), No.1, 32~38
- 29) 稲垣: “同上(第4報)”, 同上, 28(1959), No.2, 97~102
- 30) 稲垣: “同上(第5報)”, 同上, 28(1959), No.2, 103~107
- 31) 稲垣: “同上(第6報)”, 同上, 28(1959), No.4, 236~243
- 32) 稲垣: “同上(第7報)”, 同上, 28(1959), No.4, 244~249

高 Mn 鋼の再加熱による炭化物析出*

(オーステナイト高 Mn 鋼の研究—I)

今井勇之進**・斎藤 利生***

On the Carbide Precipitation by Heating in Solution-Treated High-Manganese Steel.

(Study on austenitic high manganese steels—I)

Yunoshin Imai and Toshio Saito

Synopsis:

Carbide precipitations in isothermal and continuous heated Hadfield steel after solution-treatment were studied. Results obtained were as follows:

*. 昭和34年11月本会講演大会にて発表 ** 東北大学金属材料研究所, 工博

*** 防衛庁所属 東北大学金属材料研究所, 工博