

Fig. 4. Relation between abraded weight and quenching temperature, each combined with same kind of steels.

いちじるしい温度上昇と強加工が起こり残留オーステナイトのマルテン化が進行するためと思われる。つぎに各試料間の摩耗量をみるに、W, Mo, V の添加によつて耐摩耗性は上昇するが、その効果は $W > V > Mo$ の順であり、とくにWの効果は大である。しかし試料のマイクロ組織を観察した結果、試料Wの炭化物はいちじるしく微細化しておりそのため均一な耐摩耗面を形成し、耐摩耗性を増加せ

しめたものかもしれない。

IV. 結 言

以上 SKD1 に W, Mo および V を添加した場合の諸性能について要約報告したが、被研削性を損わずにより一層耐摩耗性を上昇せしめるような鋼種の開拓が必要である。今回の研究の結果 Mo と V の組合せ添加が多くの方で妥当な性能をもつことを知つたが、耐摩耗性におよぼす W の影響も見逃すことは出来ない。

(120) Mn-Si 系 2H 鋼の溶接用連続冷却変態図

名古屋大学工学部

工博 関口春次郎・○稲垣 道夫

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

Harujiro Sekiguchi, Michio Inagaki.

著者らは既に多数の構造用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。また他方において著者らは実際の溶接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。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、高張力鋼が軟鋼に変わり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易い。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°, 1100°, 1300°, 1350°, 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°~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、極めて重要な意義を有している。

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。本邦現用の高張力鋼としては、Mn-Si 系が最も普通のもので、これに圧延のまままたは焼なま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 程度であつて、こゝで試験に供した 2H 鋼の化学成分および機械的性質は Table 1 に示す通りである。これによると、2HA 鋼の炭素含量は 0.15% で、2HB 鋼のそれの 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に近似している。2HA 鋼の圧延終了温度は 850°C で、熱処理としては 850°C に 30 S 保持後焼入れし、680°C に 1.5 h 焼もどしを行なつた。2HB 鋼については圧延終了温度が 905°C で、熱処理としては 865°C に 120 S 保持後焼入れし、670°C 2 h に焼もどしを行なつた。

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ったとされてきた。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は、加熱温度が高温であるため、これの作成は一層困難である。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

Table 1. Chemical analysis (%) and mechanical properties.

Test mark of steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	Al ₂ O ₃
2 HA (plate thick 9mm)	0.15	0.53	1.20	0.016	0.011	0.15	0.09	0.03	0.008	0.005
2 HB (plate thick 20mm)	0.11	0.48	1.20	0.018	0.021	0.17	0.08	0.05	0.001	0.001

Test mark of steel	Ultimate tensile strength, kg/mm ²	Yield point, kg/mm ²	Elongation, (G.L.200mm) %	Slow bend test (180°)	V-notch Charpy impact test			
					0°C		-60°C	
					kg/cm ²	Shear fracture percent %	kg/cm ²	Shear fracture percent %
2 HA	60.6	46.3	33.0	Good	8.8	0	4.0	50
2 HB	62.9	49.1	19.4	Good	28.5	0	2.9	100

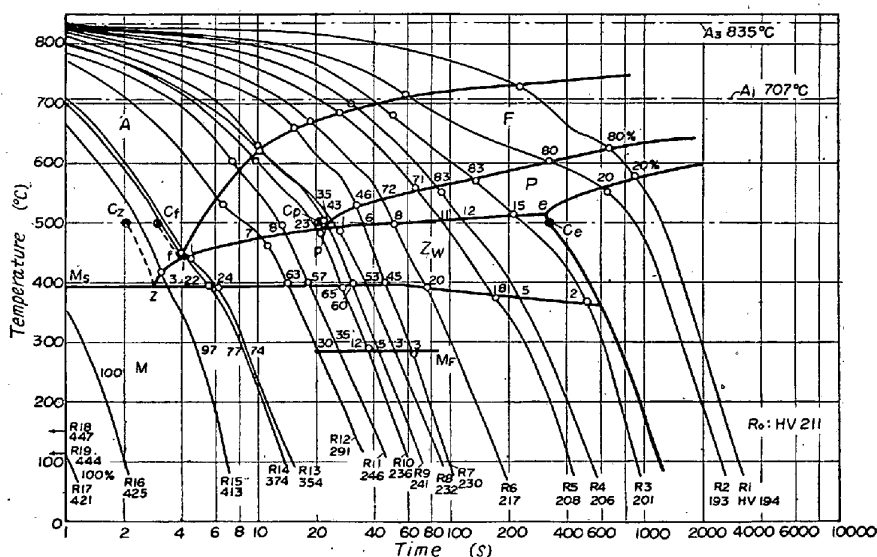


Fig. 1. Continuous cooling transformation diagram of steel 2HA, maximum heating temp. 1350°C.

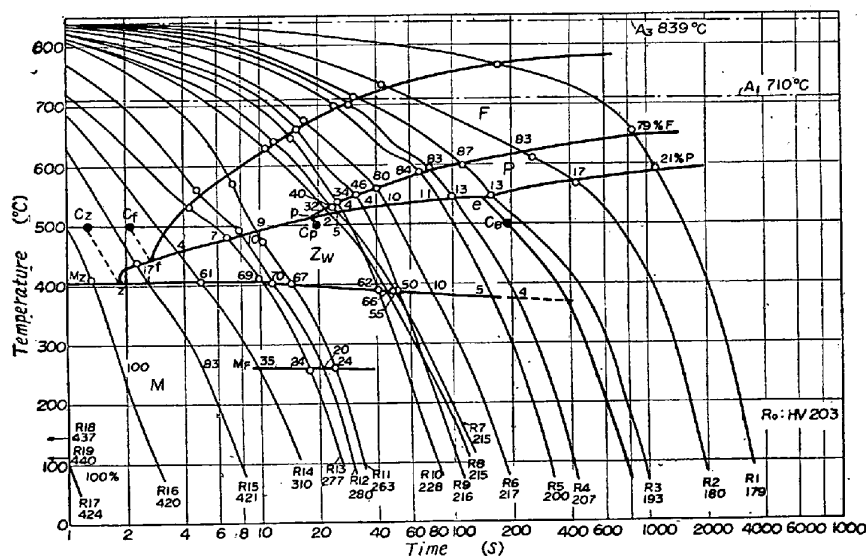


Fig. 2. Continuous cooling transformation diagram of steel 2HB, maximum heating temp. 1350°C.

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。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、また別に鏡検とビッカース硬度（荷重 10 kg）測定を行い、これらを総合して作成されたものである。

Fig. 1 が 2HA 鋼の連続冷却変態図である。この鋼の A₃ 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 0s 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。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。Fig. 2 は同様に得られた 2HB 鋼の連続冷却変態図である。たゞしこ

の鋼の A_3 変態点は 839°C であるので、横軸には冷却時のこの温度を 0s として記録した。Fig. 1 および Fig. 2 には、さらに各臨界点 z, f, p, e 点を通る各臨界冷却曲線が 500°C の水平線を切る各交点 C_z, C_f, C_p および C_e をも記入した。これらの各交点が指示する A_3 変態点から 500°C までの冷却時間を、それぞれ C_z', C_f', C_p' および C_e' 臨界冷却時間と呼ぶことにしている。これらの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最も関係深いものは初析フェライトの有無を表わす境界すなわち C_f' 臨界冷却時間である。

著者らはすでに軟鋼および Mn-Si 系高張力鋼の圧延のまゝ、または焼ならしを行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求めた。そこで上述によつて得られたそれらの値を、この関係図にプロットすると Fig. 3 のようになる。すなわち調質鋼 2H についても、測定点が大体この関係直線上にそれぞ

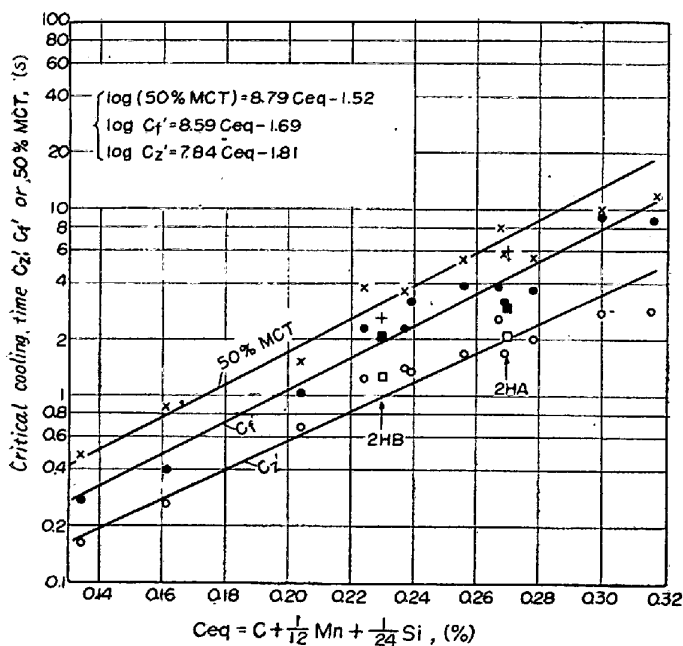


Fig. 3. Relation between carbon equivalent of steel ($C_{eq} = C + \frac{1}{12}Mn + \frac{1}{24}Si$) and its critical cooling times C_2', C_f' or 50% martensite cooling time.

れることがわかる。そして炭素含量がマンガン含量および珪素含量に較べて、 C_f' 臨界冷却時間などにいちじくしく敏感に影響するものであることがわかる。

(121) Cr-Mo 鋼片偏析部の熱間振り試験

(管用鋼片の熱間加工性について—II)

日本鋼管川崎製鉄所, 技術研究所

工 西尾 好光・工 耳野 亨
工〇久保寺治朗・ 成田 宏

Hot-Torsion Test on Segregation Zones of the Cr-Mo Steel Billet.

(On the hot-workability of round steel billets — I)

Yoshimitu Nishio, Tōru Mimino,
Haruo Kubotera, Hiroshi Narita

I. 緒 言

前報¹⁾(第 56 回講演大会)で水張り低炭素キルド鋼片の熱間加工性について触れたので、今回はボイラー用鋼管としてよく使用される Cr-Mo 鋼片の熱間加工性を熱間振り試験の結果に基づいて報告する。

II. 試験方法

供試鋼塊は 4 本で、その簡単な履歴とともに素鋼分析値を Table 1 に示した。鋼塊 C, D, E は ASTM-A213-56T-T₁₁ 規格に当るもので、鋼塊 I は同規格 T₂ に相当するものである。分塊圧延後、鋼塊位置で頭、中底部より供試鋼片を切断し、端面の Macro-etch を行い、偏析部の位置を明らかにして熱間振り試験片採取箇所を定めた。原則としては、鋼片と試験片の軸方向を一致させた鋼片軸平行試験片は、鋼片中心部と逆 V 偏析層にそつて採取し、中央部鋼片のみについては鋼片外周の無偏析部(樹枝状晶帯)からも試験片を採つた。なお E, I 鋼塊については試験片の軸方向が鋼片軸に直角な試験片も採取した。試験片の被振り部分の寸法は前報と同様 $10\text{mm}\phi \times 30\text{mm}$ で、試験回転速度は $980\text{rev}/\text{mn}$ とし

Table 1. Ladle Analysis of the ingots tested.

Ingot mark	Ingot weight (t)	Billet Diameter (mm)	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo
C	6.000	130	0.11	0.79	0.54	0.028	0.014	0.11	1.20	0.53
D	5.630	130	0.12	0.84	0.47	0.013	0.011	0.12	1.37	0.53
E	5.530	130	0.14	0.93	0.44	0.009	0.008	0.19	1.11	0.52
I	5.730	110	0.14	0.31	0.46	0.007	0.009	0.18	2.10	0.94