

(2) 組織と耐衝撃性の関係

元来この高マンガン鋼は熱処理さえ十分であれば、非常に靱性の高いオーステナイト組織であるが、往々にして熱処理不十分、とくに肉厚物では熱伝導度が低いために、内部の冷却速度がおそく、炭化物あるいは、パーライトの析出するおそれもある。このような組織では脆くなるものと考えられるので、恒温変態曲線の各界域に相当する組織をもつVノッチシャルピー試験片を鍛造材、鑄造材各々から作製し、衝撃試験を行い、組織と耐衝撃性の関係を明らかにした。その結果は Fig. 1~2 の変態曲線上に数字で示してあるが、完全オーステナイト組織粒界にのみ炭化物を析出したものは靱いが、それ以上変態の進行したものの、すなわち、ノジュラーなパーライトの析出したものでは非常に脆くなっている。一方恒温変態曲線から考えると、実験温度範囲では、低C材は、550, 600°Cでは大体保持時間15mn以内、500, 650°Cでは30mn以内Cr含有高マンガン鋼は550, 600, 650°Cでは30mn以内、500°Cでは1h以内の組織であれば、耐衝撃性はよいと考えられる。したがって、Cr含有鋼は焼入温度さえCr炭化物の完全に固溶する1150°Cにすれば普通の高マンガン鋼の低C材よりさらに変態がおそく、なお一層取り扱いやすいものと思われる。

事実当所のジョークラッシャーのジョープレートなどに使用されているCr含有高マンガン鋼は1150°Cから水冷して好結果を収めている。

さらに当然のことながら恒温変態曲線の同一界域にあつても、析出物の多いものほど衝撃値が低い。また、同一熱処理では鑄造材は鍛造材より衝撃値が低い、これは結晶粒の粗いこと、および結晶偏析などの不均質性により、変態進行程度が鍛造材に比し早いことに起因していると考えられる。

IV. 総括

以上の実験結果を要約すると、

恒温変態曲線より明らかのように、低CのCr含有高マンガン鋼は、普通の高マンガン鋼の低C材同様、その変態過程はまず、オーステナイト粒界に炭化物が析出し、この炭化物膜が漸次太くなり、終には粒界粒内にパーライトを生ずる。一方耐衝撃性の点は、パーライト変態が起ると衝撃値が極端に低下するので、少なくとも、粒界炭化物析出までの組織にとどめなければ靱性の点で保証出来ない。ところが、この組織を得るには、Crが2%前後あると、粒界炭化物の析出開始は普通の高マンガン鋼に比し相当早い、パーライト変態は逆におそいので、加熱温度さえ適当であれば、Cr含有高マンガン鋼

の方が靱性に富む組織が得易く、熱処理上とくに肉厚物の場合取り扱いやすいものといえる。

文 献

- 1) 鈴木・高田・楠岡: 鉄と鋼 45 (1959) No. 3 p. 351~352.

(119) SKD 1 (高炭素, 高クロム鋼) の性諸質におよぼす W, Mo および V の影響

日立金属工業, 安来工場

工博 小柴定雄・工〇清永欣吾

Effects of W, Mo and V on the Various Properties of High C, High Cr Steel (SKD 1).

Sadao Koshiba, Kingo Kiyonaga.

I. 緒言

SKD1は抜型材として広く使用せられ、そのすぐれた性能はよく知られている所であるが、近來トランスフォーマーコアおよびモーターコアの需要が増加するにつれて、SKD1よりもさらに耐摩耗性がよく、したがって型寿余の長い抜型鋼が要望されている。

本研究はかかる要望に沿う目的で先ずSKD1にW, Mo およびVを1~1.5%まで単独あるいは同時に添加してその諸性能を調査した。

II. 試料

各試作鋼は50kg高周波炉を用いて吹製し、いずれも30kg鋼塊に鑄造した。これらを12mmφおよび32mmφに鍛伸後、875°Cで焼鈍を行い、各試験材を削り出した。Table 1は試料の化学成分および焼鈍硬度を示す。これらの試料の鍛造性はSKD1と大差なく焼鈍硬度もHb 220~260でSKD1とほぼ同程度である。

III. 実験結果

(1) 変態点

本多式熱膨脹計により変態点の測定を行なつたが、試料MおよびMV2の加熱変態がやや高く、冷却変態(炉冷)ではMV2の変態点がいちじるしく低下する。その他は大差がない。

(2) 焼入および焼戻

12φ材より硬度試料を採取し、850~1050°Cの各温度より油冷および空冷した場合の硬度ならびにマイクロ組織を観察した。Fig. 1に油冷の場合の焼入温度と硬度

Table 1. Chemical composition of test specimens.

No. of specimens	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Mo	V	Cu	Annealed hardness (Hb)
C	2.38	0.37	0.55	0.019	0.011	0.06	11.58	—	—	—	0.02	225
W	2.24	0.23	0.47	0.014	0.006	0.07	10.72	0.82	—	—	0.02	235
M	2.28	0.29	0.45	0.018	0.010	0.03	10.77	—	1.04	—	0.02	262
V	2.34	0.26	0.45	0.021	0.007	0.02	11.34	—	—	0.83	0.03	237
MV 1	2.32	0.28	0.43	0.014	0.009	0.07	10.17	—	0.95	0.46	0.04	262
MV 2	2.14	0.25	0.39	0.016	0.010	0.05	11.43	—	1.55	0.82	0.04	231

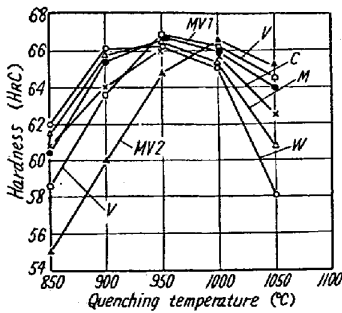


Fig. 1. Oil-quenched hardness of specimens.

との関係を示したが、これから明かなごとく W および Mo の添加により最高硬度をうる焼入温度が低温側にずれ、一方高温側での硬度低下が顕著となる。しかし V は低温側の焼入硬度を低下せしめ、高温側の硬度を上げる。MV 系試料も同様の傾向を示す。またマイクロ組織観察の結果、一次晶と見られる炭化物粒度が W, Mo および V の添加によつて明かに微細化される傾向がある。

つぎにこれら焼入試料の焼戻軟化状況を調査した。

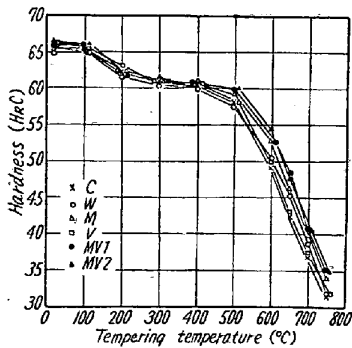


Fig. 2. Tempering hardness of specimens.

(4) 焼入性

半冷時間と硬度の関係を調査した結果、Mo の添加が焼入性の上昇に有効であることが認められた。

(4) 変形率

8φ×80 l 試料の焼入および焼戻による変形状況を調査した。Fig. 3 に示すごとく、焼入温度の上昇に伴い直径変化率α(d)は減少し、長さ変化率α(l)はおおむね 1000°C 油冷で極大となる。V, MV1, MV2 のごとく V を含む試料は焼入温度による寸度変化が比較的少ない。注目すべきことはいずれも直径の膨脹よりも長さの膨脹量が大きいという事実であり、これは低合金鋼の

変形の傾向と逆である。その理由は J. Frehser の研究に示されたごとくレデブライト鋼の加工率の影響と考えられる。

上記試料の焼戻過程において、300°C および 500°C における二段の寸度の膨脹が認められた。300°C における膨脹は時効変形の意味から好ましくないが、これは化学成分と密接な関係をもつものと考えられる。本研究では W 試料がいちじるしい第一段の膨脹を示した。

(5) 耐摩耗性

32φ 材より 30φ×16φ×8mm のリング状試験片を削り出し、950~1000°C 油冷、200°C 焼戻状態における各試料の耐摩耗性を西原式摩耗試験機によつて比較した。同種試料同志の組合せ摩耗でその試験条件を Table 2, 試験結果を Fig. 4 に示す。なお Fig. 4 に示す摩耗量は定常摩耗時における平均摩耗量(g)/10⁴ 回転(但し

Table 2. Condition of abrasion test.

load	60 kg	
Max. compressive stress	60.5 kg/mm ²	
Lubrication	dry	
Rotation velocity	Upper specimen	65 m/mn
	Lower specimen	73 m/mn
Slip-ratio	Upper specimen	-12.3%
	Lower specimen	11.0%

上下試料の摩耗量の和)をもつて示してある。

さて Fig. 4 に示すように焼入温度の上昇に伴い硬度はやゝ低下するにかゝらず、摩耗減量は減少している。これは本試験の条件下では試料の線接触部で局部的に

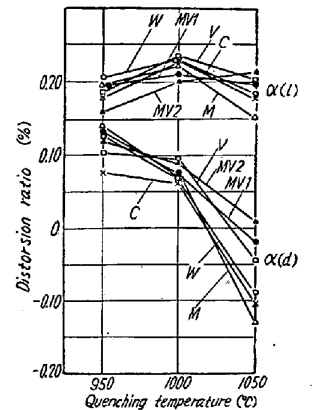


Fig. 3. Change of distortion ratio by quenching temperature.

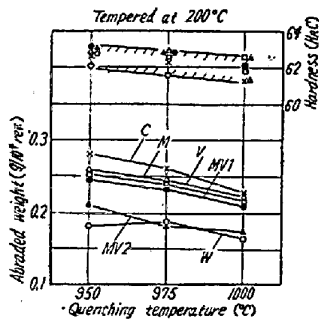


Fig. 4. Relation between abraded weight and quenching temperature, each combined with same kind of steels.

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ったが、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った。

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