

Table 2. Results of fire crack test.

620.178.150

Sample No.	Demention	Fire cracks characteristics					2mm depth hardness after testing(Hv)
		N	2 h	\bar{h}	10h	h max	
A-1	L	151	60.15	0.400	6.92	0.80	261
	T	136	53.92	0.400	7.48	0.92	246
A-2	L	87	32.14	0.369	57.2	0.66	257
	T	100	34.70	0.347	6.04	0.74	247
C-1	L	94	20.74	0.221	4.08	0.52	267

L: longitudinal, T: transversal, N: total number of fire cracks(mm), Σh : total length of fire cracks(mm), \bar{h} : mean depth of fire cracks (mm), 10h: sum of 10 mostly depth fire cracks (mm), h max: most depth of fire crack

669.1526-194.3:669.14.018,255:669.111.3

目方向が悪くなっている。

本試験においては酸化あるいはその他の腐食作用によるクラックの発生・進展は無視でき、単に熱応力のみが関与しているものと推察する。したがって Table 2 で認められた 10h・h max とが逆相関になつている原因として種々な考え方があつたが、クラックの深さと同一の範囲においてクラックに直角な面の応力が緩和されるという考え方によるものの方が比較的妥当と考える。

また一般に縦目方向のクラックおよびコンセル材のクラックの深さが小さいのは、クラックの進展がクラックの先端に発生する熱応力の集中・そしてその速度が高温疲労強度に関係あるものと考えられる。

したがって、耐ファイアクラック性を向上させるには、製品のオリエンテーション (Orientation) や非金属介在物を減少させることはもちろんであるが、一方疲労強度を低下させる他要因、例えば Table 2 に認められるような表面硬度の低下なども十分配慮する必要がある。

IV. 結 言

5Cr-1 $\frac{1}{4}$ Mo-V 鋼について、大気溶製 1/2 圧縮四面鍛造材；六面鍛造材およびコンセル材について、高温引張り・シャルピーおよび耐ファイアクラック試験を行ない次の結果を得た。

(1) 高温機械的試験においては、鍛造方法の相違による差は絞りにおいて認められるが他は顕著な差は認められなかつた。

(2) 全供試材とも、高温シャルピー試験値に方向性を認めたが、いずれも 6kg m/cm² 以上であり使用上は問題ないものと考えられる。

(3) 耐ファイアクラック性において、コンセル材・六面鍛造材・1/2 圧縮四面鍛造材の順位差が認められ、また、わずかながらそのいずれの供試材も方向性を認めた。

文 献

- 1) L. Northcott, H. G. Baron; J. Iron & Steel Inst. (U. K.), (1957), p. 126.

(136) 8% Cr 基ダイス鋼の材質特性 におよぼす θ および η 炭化物 の影響

(8% Cr 基冷間加工用工具鋼の研究—II)

愛知製鋼 PP1943-1945

荒川 武二・小田 昭午

○鈴木三千彦・林 健次

Contribution of Cementite to the Properties of 8% Chromium Die Steels, when coexists with η -Carbide.

(Study on the cold working tool steels containing 8% chromium—II)

Takeji ARAKAWA, Shogo ODA, Michihiko SUZUKI and Kenji HAYASHI

I. 緒 言

著者らは前報において溶鋼が凝固する際に包共晶反応によつて η と θ 炭化物が生成する 8% Cr 鋼の C 範囲を検討し θ 炭化物の適当量が存在する場合に熱間加工性が著しく改善されることを報告し、さらに従来あまり行なわれていなかった性質の異なる 2 種の炭化物の積極的利用に対する有効性を示唆した。

このように η と θ 炭化物が溶鋼から生成することは、一度凝固した鋼を加熱する場合に常温から溶融開始温度に至るまで 2 種の炭化物が存在することを示している。この η と θ 炭化物はそれぞれ単独で鋼中に存在する場合に、それらの鋼におよぼす影響は著しく性状を異にするものである。したがって両者が同時に存在する場合、鋼の諸性質におよぼす影響を知るのは極めて興味深い問題である。

本報では鍛伸加工後球状化焼鈍を行なつて鑄造組織を破壊し、炭化物の形状を均一化した材料について、主に焼鈍の状態および焼入どきの工具鋼としての諸特性におよぼす θ 炭化物の影響をみたものである。

II. 実験方法および結果

1. 焼鈍組織および硬度

8% Cr 鋼の C を変化させた鍛伸材を 880~900°C で数時間保持後 20°C/hr の冷却速度で徐冷し、 η および $\eta + \theta$ の存在する場合に炭化物を村上試薬で分別腐食して比較すると、 $\eta + \theta$ の場合には η の粒の周りに θ が皮

Table 1. Total amount of carbide by point counting after annealing.

Designation	C	Cr	Type of carbide	Total amount of carbide by point counting*	Hardness (H _B)
1·3C	1·30	8·17	η	17+(11)	207
1·8C	1·80	8·61	η+θ	—	—
2·2C	2·20	8·51	η+θ	29·7+(3·5)	212
SKD 1	2·04	12·77	η	28·0+(2·5)	230

* Value in brackets means amount of carbide smaller than 0·5μ in diameter.

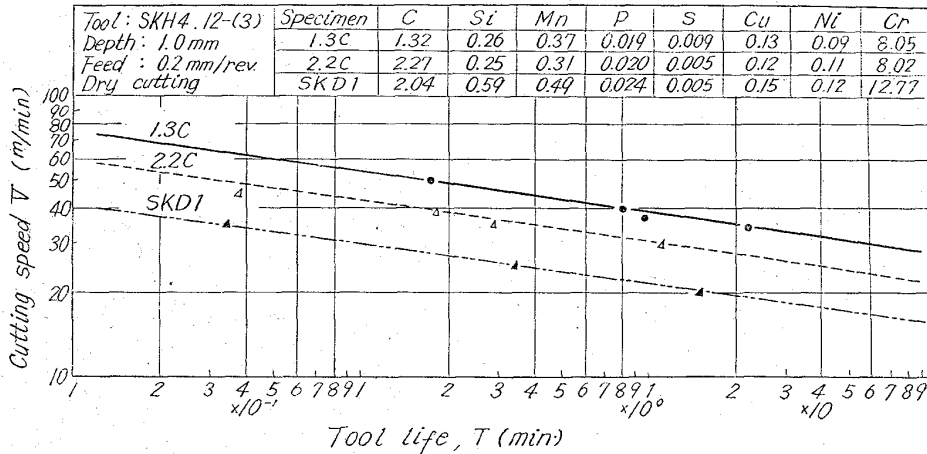


Fig. 1. Machinability curves of each specimen.

殻を形成することが認められた。θの存在範囲内でC量が増加するとこの皮殻が厚くなることが観察された。

焼鈍状態における8%Cr鋼の炭化物を点算法により測定し在来のJIS, SKD1鋼と比較した結果をTable 1に示す。

Table 1にみられるようにη炭化物のみを有する試料においては、1·3CはSKD1に比べ比較的小粒のη炭化物が割合に多い。一方2·2Cのη+θの試料は炭化物量が1·3Cよりも多くSKD1とほぼ等量存在する。

焼鈍状態での硬度は1·3Cよりも炭化物の多い2·2Cが若干硬いが、2·2CとSKD1を比較すると2·2Cが軟い。

2. 焼鈍状態における被削性

圧延比約20を与え46mmφに圧延した1·3C, 2·2CおよびSKD1鋼を880°Cで12hr保持後緩徐冷(30°C/hr)の同一焼鈍を行なつてから、高速旋盤にて乾切削して工具寿命Tと切削速度Vとの関係を求めた。その結果をFig. 1に示す。

1·3Cは2·2CおよびSKD1に比しV-T曲線が最も上側に位置し被削性がよい。2·2Cは1·3CとSKD1との中間にあり、SKD1より被削性がよいと判断される。

3. 変態点, 焼入温度および硬度

i) 変態点

焼鈍試料の加熱変態点は5mmφ×80mm lの試料の中央にCA熱電対を溶接し佐藤式熱膨脹計にて測定した。加熱速度は5°C/minである。

加熱変態点は焼鈍状態においてθ炭化物が存在するのは低温に現われ、η炭化物のものはより高温に現われ

る。

ii) 焼入温度および硬度

12mmφ×12mm lの焼鈍試料を焼入硬化する場合に最も硬化する温度と表面硬度を、種々の温度に30min保持後油焼入れして求めるとTable 3のようにθが存在する2·2Cの場合には焼入温度が低くても、硬度は最高の値を示している。これはマルテンサイトの硬化に寄与するCの溶解がηよりθが容易に行なわれるためである。

一方同様の試片を空気焼入れた場合の硬度変化はFig. 2のようにθの存在する2·2Cは硬度ピーク以上の温度での軟化が緩慢であるが、ηのみの1·3CおよびSKD1では硬度ピーク後の軟化が急激であり、またピークの硬度値も高い。

これはオーステナイトのCr濃度によるものと考えられる。

4. 焼入性

Jominyの一端焼入試験および油焼入で最も硬化するオーステナイト化温度に加熱後恒温変態図を求めて両者より焼入性を判断すると、焼鈍状態でθ炭化物が存在する場合にはJominyの焼入性が低下し、η炭化物のみが存在する場合よりもオーステナイト中のCr濃度が低いことが知られた。しかしθが存在する2·2Cの試料でもオーステナイト化温度を上昇させてゆくと次第にオーステナイト中のCr濃度が高くなりFig. 3のようにしだいに焼入性を増す傾向にある。

Table 2. Heating transformation temperatures.

Specimen	A _{C1} start.	A _{C1} finish
1·3C	783°C	829°C
1·8C	770°C	825°C
2·2C	772°C	822°C
SKD 1	802°C	850°C

Table 3. Oil hardening temperature obtaining maximum hardness.

Specimen	1·3C	2·2C	SKD 1
Temperature(°C)	960°C	900°C	1000°C
Hardness(HRC)	67·0	67·6	67·3

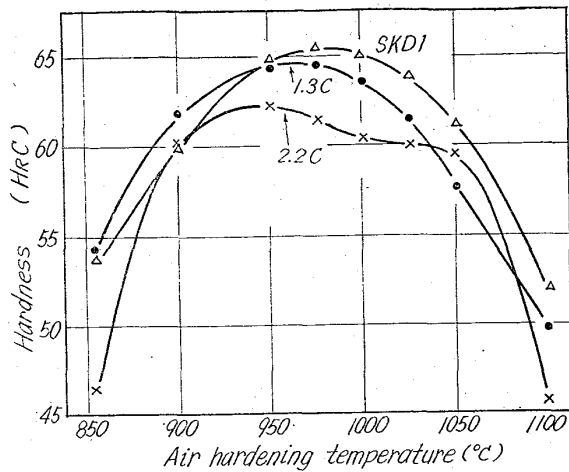


Fig. 2. Hardness change when cooled in still air.

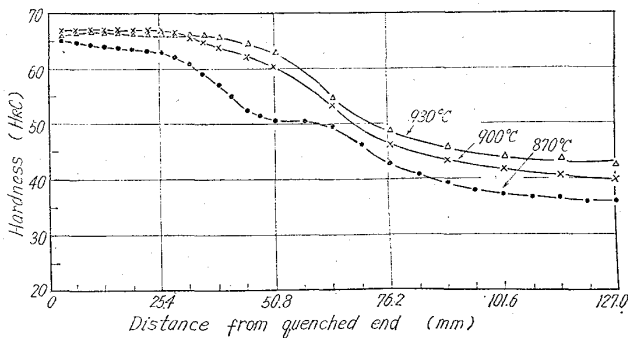


Fig. 3. Result of Jominy end quench test of 2.2C steel.

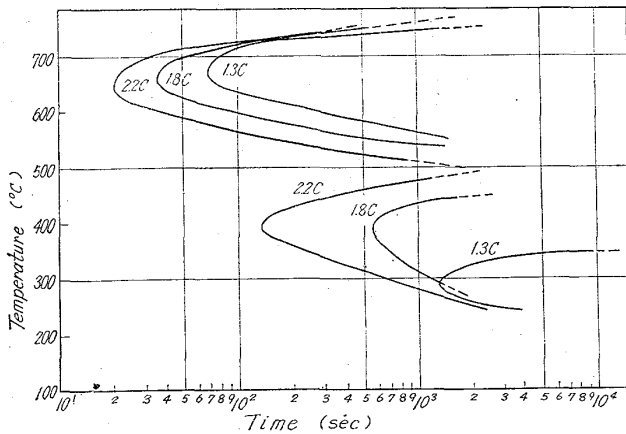


Fig. 4. Isothermal treating hardness equivalent to HRC 60.

恒温変態を行なった場合においても硬度が HRC 60 の等高線を描くと Fig. 4 のように nose の時間が θ の存在により短時間側に移行する。

これらの実験結果から η と θ 炭化物が共存する場合にオーステナイトの組成、特に Cr 濃度に影響を与えるものであろう。

5. 焼戻硬度

前述の最も焼戻硬化するオーステナイト化条件で油焼入の後に 600°C までの各温度でそれぞれ 1hr 保持後空冷の焼戻処理を行ない、焼戻硬度曲線から θ 炭化物の影

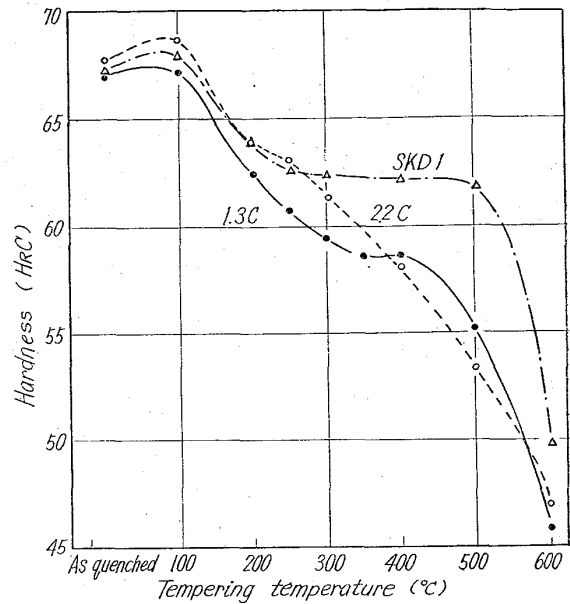


Fig. 5. Tempered hardness of each specimen.

響をみると、Fig. 5 のように 2.2C のものは η 炭化物のみの 1.3C および SKD1 に比べて焼戻軟化抵抗が極めて小さく炭素工具鋼のそれに類似している。しかし 1.3C および SKD1 は固溶 Cr および残留オーステナイトの影響により特に第 2 段階以後の焼戻軟化抵抗が大きく、約 500°C 以上になつてはじめて 2.2C と同程度の軟化傾向を示している。

III. 結 言

η と θ 炭化物が共存する場合、主に焼鈍および焼入時の材質特性 1 調べ、 η 炭化物のみが存在する場合と比較した結果次のことが明らかになった。

1. 焼鈍状態で θ の一部は η 炭化物の周りに皮殻を形成し θ の存在範囲内で C が増加すると皮殻の厚さが大となる。
2. 炭化物量が同程度の 2.2C と SKD1 では V-T 曲線による被削性は 2.2C が優れている。
3. 焼入れのためにオーステナイト化する場合に、変態点や最高硬度を得る焼入温度は θ の存在により低下するために熱処理作業上有利となる。
4. θ 炭化物はオーステナイトの Cr 濃度を若干低下させるため、わずかに焼入性を減少させるが表面硬度は十分得られる。またマルテンサイトの Cr 濃度を低くするため焼戻軟化抵抗を小さくする。

文 献

- 1) 赤沢, 小田, 鈴木, 鉄と鋼 50(1964) 4 p. 673~676