

(2) 炭化物反応

焼戻時効した試料からの電解抽出炭化物の X 線分析ならびにカーボンレプリカ上に抽出した炭化物の電子顕微鏡による形状観察と電子回折によつて得た同定結果を、時間と温度を軸とする図中に示すと Fig. 4 のようになる。このように、400~700°C における 0.35~1000 hr の焼戻時効過程においては、H14 鋼では $M_3C(P=13.1 \sim 17.3) \rightarrow M_2C + M_3C(P=17.3 \sim 17.9) \rightarrow M_2C + M_7C_3 + M_3C(P=17.9 \sim 18.9) \rightarrow M_7C_3 + M_6C + M_2C(P=18.9 \sim 19.5) \rightarrow M_6C + M_7C_3(P=19.5, 21.4) \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 + M_7C_3(P=21.4 \sim 22.4)$, H15 鋼では $M_3C(13.1 \sim 17.4) \rightarrow M_2C(P=17.4 \sim 18.8) \rightarrow M_7C_3 + M_6C + M_2C(P=18.8 \sim 20.0) \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 + M_7C_3(P=20.0 \sim 20.4)$, のような炭化物反応の経過をたどる。これらの結果によると、H14, H15 両鋼の第 1 硬化は M_2C 炭化物の析出前段階における該炭化物生成原子の G-P 集合体の形成によつておこるものであろう。また M_7C_3 炭化物の検出開始点は、H14 鋼では $P=17.9$, H15 鋼では $P=18.8$ にあり、これらは第 2 硬化の始まる点 (H14 では $P=18$, H15 では $P=18.5$) に丁度一致する。したがつて両鋼の第 2 硬化は M_7C_3 の析出によつて生ずるものと考えられる。カーボン抽出レプリカの電子顕微鏡観察によると、両鋼種とも炭化物の凝集粗大化は $P=18.9$ (M_6C の検出点) においてはじまつている。

(3) 内部応力

H14, H15 両鋼とも 700°C × 1000hr 試料においては、フェライト基地中の不均一内部応力はほとんど除去されていると考えられるので、これら試料の内部応力を零と仮定した。よつてこれらからの (211) CoK α 回折線の巾を標準として、この巾と他の試料 (同一鋼種) の同回折線巾との差からフェライトの最大格子歪を求め、しかる後この値と鉄の [211] 方向のヤング弾性率 22800 kg/mm²によつて [211] 方向の最大内部応力を求めた。このようにして得た結果を Fig. 5 に示す。応力曲線は硬度曲線と大体類似の形状を示し、両鋼種とも $P=16$ 附近において最高応力 (H14 では 140 kg/mm², H15 では 160 kg/mm²) となるが、ここを越えると急

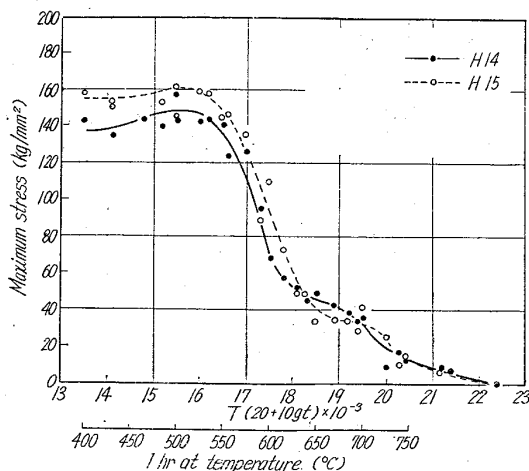


Fig. 5. Internal maximum stress obtained from X-ray line broadening for H14 and H15 steels.

激に減少する。しかしこの場合も、H14 鋼では $P=18 \sim 19.5$, H15 では $P=18.5 \sim 20$ において曲線にふくらみが生じ、硬度曲線とまったく同様の傾向を示す。このように M_7C_3 炭化物の析出にともなつて発生する内部応力が明りように検出された。

IV. 結 言

(1) 400~700°C における 0.35~1000hr の焼戻時効過程において、第 1 硬化は、H14 鋼では焼戻パラメーター $P=16$ 附近, H15 鋼では $P=16.3$ 附近に生じ、また第 2 硬化は H14 鋼では $P=18 \sim 19.5$, H15, H15 鋼では $P=18.5 \sim 20$ にあらわれる。

(2) 同過程中には、H14 鋼では $M_3C \rightarrow M_2C + M_3C \rightarrow M_2C + M_7C_3 + M_3C \rightarrow M_7C_3 + M_6C + M_2C \rightarrow M_6C + M_7C_3 \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 + M_7C_3$, H15 鋼では $M_3C \rightarrow M_2C \rightarrow M_7C_3 + M_6C + M_2C \rightarrow M_6C + M_{23}C_6 + M_7C_3$, の炭化物反応がおこる。したがつて両鋼とも第 1 硬化は M_2C の析出前段階における該炭化物生成原子の G-P 集合体の形成により、また第 2 硬化は M_7C_3 の析出によつて生ずるものと考えられる。

(3) 焼戻最高硬度を示す試料のフェライト基地中には、H14 鋼では 140 kg/mm², H15 鋼では 160 kg/mm² の最大内部応力が存在する。

文 献

- 1) 西村, 新山: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1537.
- 2) 西村, 新山: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1539.
- 3) 西村, 新山: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 668.
- 4) 山本: 日本金属学会誌, 7 (1943), p. 346.

669.15262829-194
669.14.018258.1620/72.25/2

(135) 5% Cr-1 $\frac{1}{4}$ % Mo-1% V 鋼の耐
ファイアクラック性に関する
研究

神戸製鋼所, 高砂工場

久保 慶正・谷藤弥寿生・三浦 正淑

中央研究所 771941-1943
後藤 督高

Study on the Fire Cracks of 5% Cr-
1 $\frac{1}{4}$ % Mo-1% V Steel.

Yoshimasa KUBO, Yasuo TANIFUJI, Masatoshi
MIURA, and Tokutaka GOTO

I. 緒 言

工具鋼の耐命数を決定する最も重要な耐ファイアクラック性については、数多くの研究がなされているが、その性質のもつ複雑な機構から多くが定性的な段階に止まっている。したがつて、個々の製品についてその良否を過去の耐ファイアクラック試験結果から推定することは困難である。

本報告は、Al ダイキャスト用金型材および鍛造プレス用金型材などに多く用いられている SKD 61 について、製造方法の相違による耐ファイアクラック性の差違を求めたものである。

Table 1. Chemical composition of specimens.

Sample	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
A-1	0.39	0.86	0.50	0.015	0.010	5.08	1.27	1.01
A-2	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃	〃
C-1	0.40	1.15	0.56	0.022	0.012	5.13	1.27	1.17

II. 供試材の製造および試験方法

(1) 供試材

供試材は 3t 高周波炉により溶製した 2t 鋼塊から、鍛造方法を変えて製造した。またこの供試材とは別途にコンセル鋼塊を製造し比較試料として試験に供した。供試材の化学成分は Table 1 の通りである。

供試材は全て工業的規模で処理され、最終調質硬度を Hs 43~45 に一定とした。また供試材の大きさは 360×360×360mm である。

常温および高温の引張りおよびシャルピー試験片は、供試材表面から採取し、耐ファイアクラック試験片は、試験面を供試材表面から 50mm のところにて一定となるように採取した。なお供試材の種類は下記の通りである。

- A-1: 2t 大気材, 1/2 圧縮四面鍛造材
- B-2: 〃 六面鍛造材
- C-1: 480mm φ コンセル材, 六面鍛造材

(2) 試験方法

耐ファイアクラック試験装置の概要を Fig. 1 に示した。

すなわち

- 上設定温度 : 650°C
- 下設定温度 : 430°C
- 試験面の温度: 650°C ~ 400°C
- 繰返し数 : 2000回
- 1 サイクルの時間: 約 6 min

の試験条件にて試験面を繰返し加熱冷却し、試験面に発生したクラックを測定した。クラックの測定法は、試験片を一定位置にて縦断し一定面に観察できるクラックの数・長さなどをマイクロSCOPE によつて測定した。

III. 試験結果

(1) 高温機械的性質

各種製造条件における高温機械的性質を Fig. 2 に示す。Hs 43~45 に調質した供試材の高温機械的性質に現われる方向性については、Fig. 2 から判断すると、六面鍛造を行なったものを行なわないもの間には絞りにおいてその差が示されているが他の値においては顕著な差は認められていない。すなわち製品と鋼塊の断面積比が 2.5 弱のような鋼塊取りでは、六面鍛造を行ななくても顕著な方向性が認められないものとする。

一方 200°C 以上の高温シャルピー値に各試料共縦目横目の差が認め

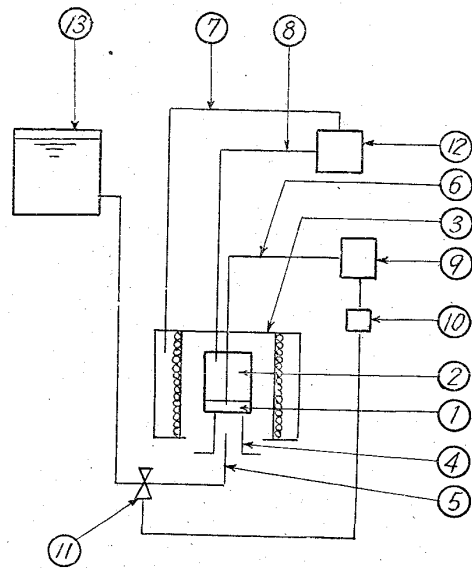


Fig. 1. General view of the fire crack testing machine.

られるが、いずれも 6 kg m/cm² 以上あり、実用上はさしつかえないものとする。

(2) 耐ファイアクラック性

供試材の耐ファイアクラック性を検討するために、一定の縦断面に現われたクラックの総数(N)、総長(Σh)、平均長さ(h̄)、長い方から 10 本の和(10h)、最大長さ(hmax) などについて測定した結果を Table 2 に示した。

破壊に最も関係のある 10h、および h max の値からは少なくともコンセル材、大気溶製六面鍛造材、六面鍛造を行なわない材料の順に悪くなつており、またわずかながらそれぞれの材料における横目方向の試験値が悪くなつてはいるが、一方クラックの総長については逆に継

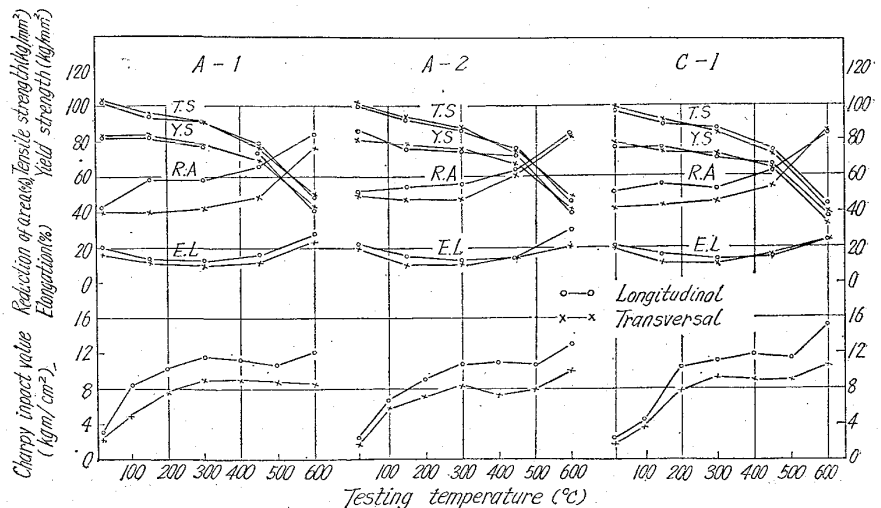


Fig. 2. Mechanical properties at elevated temperature.

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

669.1526-1943.669.14.018.255.669.111.3

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 10 h · 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

5 Cr-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 6 kg 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