

析出硬化量は大きくなり高い時効硬度となるが強度はこれに伴わない。したがって本合金では硬度と強度との関係は熱処理によつては必ずしも平行しない。

② 固溶化処理状態では硬度ならびに強度とも最低であるが、伸、絞は最も高い。一般に伸、絞は時効温度を高くすると減少するが、1100°C の固溶化処理の場合は 800°C の時効でやや向上している。また③の熱処理では 840°C の時効を行つているが、伸、絞は余り低下していない。④は最高時効温度が、800°C であるが、同一固溶化処理温度の③と比較すると強度は大差ないが靱性は劣る。

(2) クリープ破断試験結果

クリープ破断試験は D.T.D. 736 に基づく Nimonic 80A の試験条件の 750°C, 26.8 kg/mm² で試験を行つた。750°C ではかなり早く析出硬化することが考えられるので、通常の試験法にしたがつてクリープ破断試験に際し負荷前の均熱時間を 20 h 程度とすればこの間にほとんど析出硬化が終了し試験前の時効処理の効果がクリープ破断値に明らかに現れない怖れがある。したがって本実験ではすべて温度上昇速度を一定に近い形にして試験温度に 2 h 保持した後荷重を加えた。実験結果を Fig. 2 に示した。この結果から以下のことが観察される。

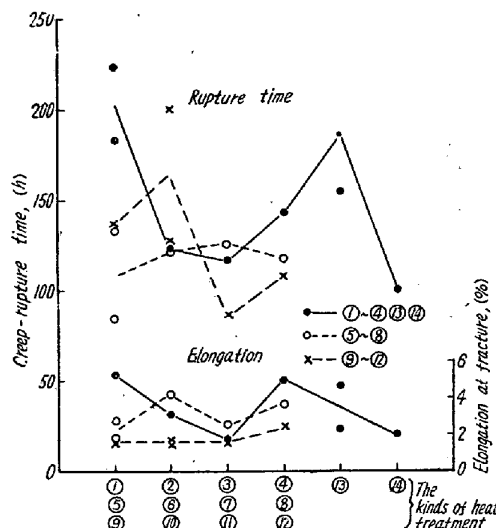


Fig. 2. Effect of heat treatment on creep-rupture time and elongation at 750°C and 26.8 kg/mm² of M 252.

① 固溶化処理温度 1065°C では固溶化処理状態が最も破断時間は長く、時効温度 750°, 800°C では破断時間は減少し 850°C で再び増加している。また 1080°C の固溶化処理で 3 段の時効を行つた⑤はさらに破断時間は大きくなる。

1065°C の固溶化処理後水冷した場合は破断時間は減

少する。

② 1100°C の固溶化処理の場合は時効処理の有無および時効処理温度によるクリープ破断時間の影響はほとんどないように思われる。

③ 1200°C の固溶化処理では 750°C の時効処理が最高の破断時間を示し、その他はいずれも減少している。

④ クリープ破断試験後の伸、絞によりクリープ靱性をみると 1065°C の固溶化処理では時効をしない状態および 850°C の時効で、他の時効状態より伸、絞が大である。1100°C の固溶化処理では 750°C および 850°C 時効が伸、絞が比較的大きい。1200°C の固溶化処理では他の場合より低い。

IV. 総 括

本実験の結果から、固溶化処理温度は 1065°~1080°C の時が最もよい機械的性質がえられ、1100°C 以上ではクリープ破断時間、靱性ともに低下する。本合金は弱時効型合金と異なりクリープ破断試験中の析出硬化によりクリープ抵抗が大となり、靱性が低下する現象が認められず、クリープ破断時間と靱性がともによくなるように思われる。時効処理は常温機械的性質には 750°C×14h クリープ破断時間は 850°C×14 h が最高となる。さらに 1080°C×4h-AC の固溶化処理後、3 段の時効により最高のクリープ破断時間がえられた。(文献省略)

(45) 高速度鋼の鑄造組織に関する研究 (I)

Study on the Cast Structure of High Speed Steel (I)

A. Tanaka, et alius.

特殊製鋼, 研究所

工博 山中直道・工〇田中哲夫

I. 緒 言

高速度鋼における炭化物の大きさ、分布は主として鑄造組織によつて支配される。したがって適正な鑄造組織をうる事が最も重要である。本研究は鑄造組織におよぼす各種条件を求めを目的とし、第 1 報は C, および脱酸用 Al などの影響についてのべたものである。

II. 試料の作製および実験方法

C 量を変えた鑄造組織は各々別ヒートから (Al 投入量 0.05%) 30mm 角型 1kg 鑄型に鑄込み、凝固後、ただちに抜取つて空冷した。試料採取条件はできうる限り一定になるようにし、予備試験を行い組織に影響ない

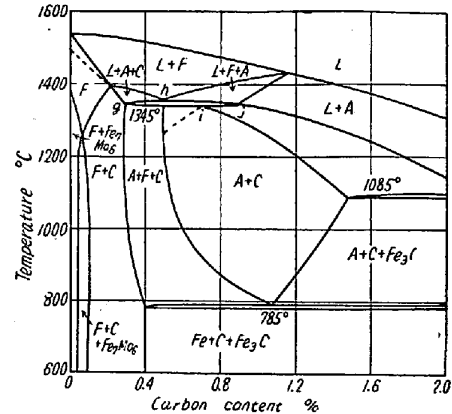
ことを確認した。Al 添加量を変えた鑄造組織は同一ヒートにおいて、一定量の熔鋼を spoon にくみ取り、これに Al を 0, 0.03, 0.06, 0.10% 添加したものを同様な鑄型に注入した。高温加熱組織の試料は鑄造組織用 1 kg 鋼塊と同時に採取した 7 kg 鋼塊を角 15 mm に鍛造焼鈍し 10×10×10 mm の試片を切出した。この成分は Table 1 (C 量変化) Table 2 (Al 量変化) に示す。加熱は管状エレマ炉を使用し、大気中で 1350°C および 1330°C に加熱 (保持 5 分) し、水冷および空冷した。脱炭の影響を除くために、試料は中心まで研削し検鏡した。

III. C 量 の 影 響

鑄造組織においては C 量の増加とともに黒く腐蝕される組織 (δ eutectoid) は減少し、共晶炭化物は増加する。C 0.77% では δ eutectoid はオーステナイト粒界を示す黒い線となつて現われる。1350°C 加熱水冷組織では C-1 から C-6 まで δ ferrite および δ eutectoid が現われている。1330°C 加熱水冷組織では C-4 まで δ eutectoid および δ ferrite が現われ、C-5, C-6 では melt が現われている。したがつて Fig. 1 の点線で示した Kuo の i 点の位置は、この成分の鋼では 0.72 と 0.77% C の間にあることがわかる。また Fe-W-Cr-C 状態図の 18-4-1 型高速度鋼の成分範囲では 1345°C に $\delta + L \rightarrow C + A$ の包共晶反応があるが、上記の実験から、この反応の遅延により化学成分が i 点より右側にある鋼においても鑄造組織に δ eutectoid が現われるものと考えられる。

IV. Al 量 の 影 響

鑄造組織では鋼中 Al 量の増加とともに δ eutectoid および共晶炭化物を増加する。これを Photo. 1 および Photo. 2 に示す。1350°C 加熱水冷組織 (鍛造試料)



L: liquid; A: austenite; F: ferrite; C: Fe₃W₃C
Fig. 1. Constitutional diagram of Fe-W-Cr-C system section at 18% W and 4% Cr (after Murakami and Hatta, with alteration by Kuo)

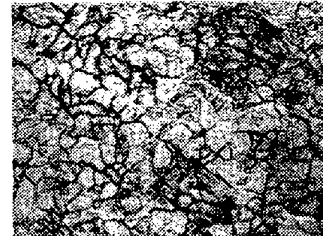


Photo. 1. The cast structure of steel A-1 (addition of Al 0%)



Photo. 2. The cast structure of steel A-2 (addition of Al 0.03%)

Table 1. Chemical analysis of sample (carbon variation)

Marks	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	V
C-1	0.46	0.25	0.41	0.022	0.016	4.20	17.94	1.20
C-2	0.59	0.31	0.37	0.025	0.015	4.20	18.01	1.28
C-3	0.62	0.28	0.36	0.028	0.017	4.20	18.61	1.24
C-4	0.72	0.33	0.39	0.018	0.016	4.19	17.86	1.28
C-5	0.77	0.31	0.36	0.017	0.018	4.24	18.10	1.28
C-6	0.85	0.32	0.42	0.028	0.020	4.19	17.86	1.28

Table 2. Chemical analysis of sample (Al variation)

Marks	Addition of Al	C	Soluble Al	Insoluble Al	Other elements
A-1	0	0.70	0.009	0.002	Si 0.19 Mn 0.32 P 0.028 S 0.018 Cr 3.94 W 17.77 V 1.02
A-2	0.03	0.72	0.014	0.006	
A-3	0.06	0.68	0.050	0.006	
A-4	0.10	0.72	0.034	0.006	

では Al による組織変化はない。1330°C 加熱水冷組織 (鍛造試料) では鋼中 Al 量の増加とともに δ ferrite および δ eutectoid の析出量が減少する。この理由は鋼中の Al 量の増加によつて炭素原子の拡散が阻害されるためと考える。すなわち鍛造組織では $\delta + M \rightarrow C + A$ の包共晶反応が、Al 量の多いほど強く阻害されるので、 δ と L ($L \rightarrow A + C$ により凝固して共晶組織となる) とが多く残留する結果と考えられる。

V. 結 言

高速度鋼鑄造組織には δ eutectoid が現われるが、これは C 量増加とともに減少する。 δ eutectoid が Fig. 1 の i 点 (本実験によると C 0.72% と 0.77% の間にある) より高い C 量でも現われるのは包共晶反応が遅延するためである。Al 量増加した場合、 δ eutectoid とともに、共晶炭化物が増加するが、これは包共晶反応により生じたオーステナイト中の C 原子の拡散速度が Al により阻害されるためと考える。(文献省略)

(46) 高炭素 Cr 鋼におよぼす各種元素の影響 (I)

(焼入性および焼入硬度 その1)

Influences of Various Elements on High Carbon Chromium Steel (I)
(Hardenability and As-Quenched Hardness)

S. Kawaguchi.

日本製鋼所, 室蘭製作所, 研究部

工 川 口 三 郎

I. 結 言

高炭素クロム鋼は、従来軸受鋼等の各種工具鋼として使用され、その用途は極めて広い。またこれに Ni, Mo, V, W 等の合金元素を添加して用いられる場合も多い。この高炭素 Cr 鋼系合金鋼におよぼす各種元素の影響についてはすでに報告がなされているのであるが、筆者はさらにこれを検討するために実験を進めている。

高炭素 Cr 鋼は焼入温度においても不溶解炭化物が存在し、この不溶解炭化物量および炭化物組成により matrix の成分濃度が変化し、これに伴つて焼入性等の諸性質が変化するものと考えられる。不溶解炭化物量および炭化物組成は鋼の化学成分により影響されるから、かかる立場より高炭素 Cr 鋼におよぼす各種元素の影響を確めた。ここでは焼入性および焼入硬度におよぼす影響

を報告する。

II. 供試材および実験方法

C: 0.8%, Cr: 1.6% を中心に C: 0.6~1.1% Cr: 0.4~3.1% の範囲にわたり種々変化せしめた試料を実験室高周波電気炉にて熔製した。この他 Mo, V を微量添加せる場合についても行つた。これらを鍛造後、焼準および球状化焼鈍した。これからジョミニ試験片および 10mmφ×10mm の硬度測定試料を機削した。

一端焼入性試験は 800° および 850°C の 2 通りの場合について行い、焼入硬度試験は 800~880°C の各種温度から油冷または水冷した。焼鈍炭化物の組成分析は電解分離法により行い、焼入残留炭化物は Point Counting 法で測定された。

III. 実験結果

(1) C の影響

Fig. 1 に示すごとく、C はかかる高炭素鋼の場合にはむしろ焼入性を減少せしめる効果がある。顕微鏡組織的にもマルテンサイト域は C の増加とともに狭くなり、

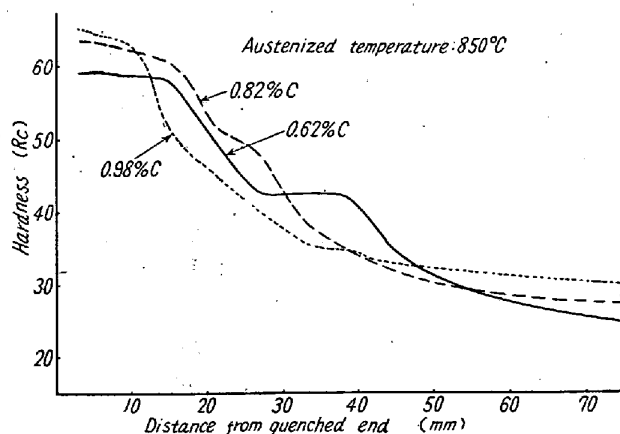


Fig. 1. Effect of carbon content on Jominy hardenability curves of high carbon 1.7% Cr steels.

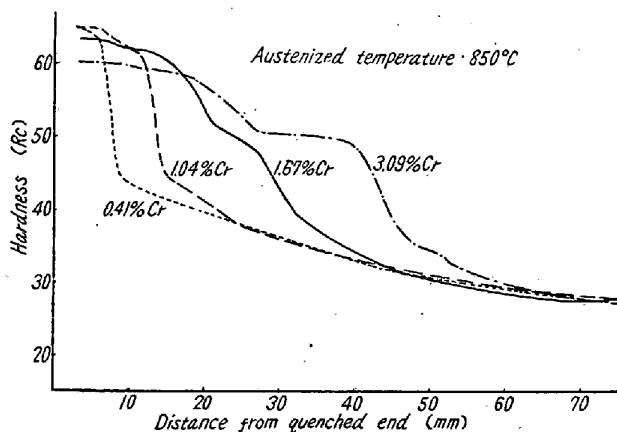


Fig. 2. Effect of chromium content on Jominy hardenability curves of 0.8% C low Cr steels.