

思われる。

IV. 結 言

アムスラー型磨耗試験機を用いて、石灰石、白雲石、螢石、黄鉄鉱、珪砂をもつてつくった磨耗剤で高マンガン鋼の磨耗試験を行ない、これを 18 Cr, 12 Ni, 2Mo オーステナイト鋼と比較した。磨耗剤硬度と磨耗量との関係曲線としてみると、磨耗量は硬度 4 を越えると急に増加しそれより硬度を増すにしたがつて漸増する。高マンガン鋼の磨耗量の方が小さくはあるが、関係曲線の形状としては変りがない。このことから、高マンガン鋼の異常な加工硬化がいちじるしく耐磨耗性に寄与するという考え方に疑問を生ずるのであるが、あらかじめ十分な加工硬化を磨耗面下に深く浸透せしめておいても決して耐磨耗性を向上せしめないことを実験的にも確認した。

(157) オーステナイト高 Mn 鋼の炭化物析出におよぼす冷間加工の影響

東北大学金属材料研究所

工博 今井勇之進・工博○斎藤 利生

Effect of Cold Working on Carbide Precipitation of Austenitic High-Manganese Steel.

Dr. Yunoshin Imai and Dr. Toshio Saito.

I. 緒 言

Hadfield 鋼は加工硬化能の大きい性質を利用して冷間加工を施して使用されたり、あるいは摩耗部位などの加工を受ける部品に使われる機会が多い。かかる塑性加工を受けた状態では結晶に多くのすべり帯を生じており爾後の加熱による炭化物析出に対してはこのすべり帯は当然優先析出の場となる。

さきに著者らは加工硬化した Hadfield 鋼におよぼす低温加熱の影響について報告し、加工硬化した本鋼に ϵ 相が存在すること、およびこの ϵ 相は爾後の加熱により約 80°C から過飽和に固溶している炭化物を析出した後に、 $\epsilon \rightarrow \gamma$ の変態を 200°C 前後に生ずることを明らかにした。本研究はこの低温加熱に引続いて 300°C 以上の高温域で析出する炭化物の挙動ならびに析出と再結晶との関係などについて調べた結果を報告する。

II. 供試々料および実験方法

供試材はいずれも高周波炉で溶製した鋼塊を鍛伸、圧延した 10mm および 5mm の各丸棒である。各試料の分析結果は Table 1 に示した。

Table 1. Chemical analysis of tested steels. (%)

Specimen No.	C	Si	Mn	N	Other elements
No. 16	1.20	0.24	13.71	0.017	V 0.22
No. 17	1.26	0.21	13.58	0.019	
H 1	0.90	0.50	12.44	0.013	
L 1	0.65	0.48	14.87	0.040	

No. 16, 17 は 1100°C $\times$ 1/2h, WQ, H1, L1 は 1050°C $\times$ 1/2h, WQ の各溶体化処理を施し、表面層を電解研磨して除去したのち、No. 17, H1, L1 の 3 試料は 10mm $\phi \rightarrow$ 8mm ϕ に冷間圧延して恒温加熱用検鏡試料 8mm $\phi \times$ 3mm を採った。加工比は約 36% である。また No. 16 は引張試験片に 5~40% の引張加工を与えた後、平行部から 5mm $\phi \times$ 70mm の膨脹試験片を作成した。更に H1 は膨脹試験片を鉗打して各種の衝撃加工を施し、No. 16 とともに等速加熱用試験片として 300~1000°C の膨脹変化を測定した。

恒温加熱の要領は前報と同様に行なつたが、検鏡は試料の加工方向に平行な面について測定した。36%加工状態における試料の組織は Photo. 1 のごとく、いずれも加工方向に結晶粒が変形し多数の strain marking が現われている。

III. 恒温加熱による析出

1. No. 17 試料の恒温析出 No. 17 の恒温析出線図

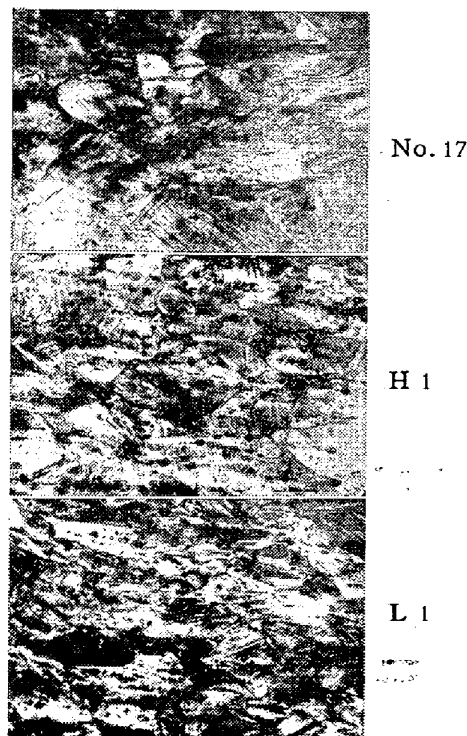


Photo. 1. Microstructures of 36% cold worked steels, electropolished and etched by 5% Nital, $\times 100$ (1/2)

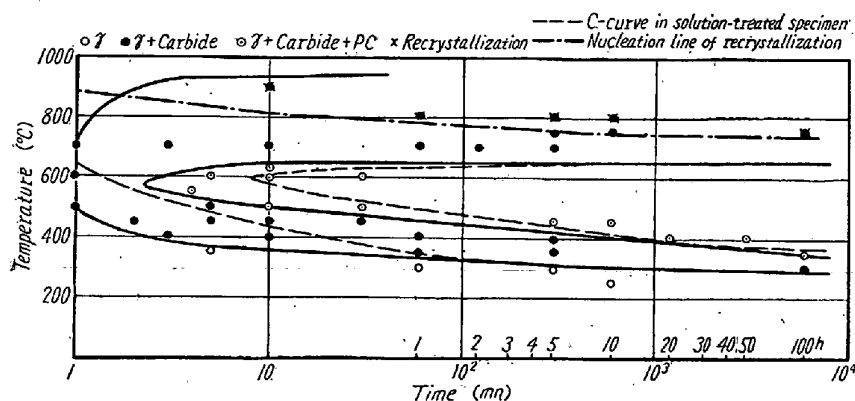


Fig. 1. Isothermal precipitation diagram with 36% cold-rolled No. 17 steel after solution-treatment.

は Fig. 1 に示した。既報の溶体化処理状態すなわち加工度 0 における析出を比較のため点線で記入した。炭化物析出線は高温側ではほぼ一致するが、短時間域でより低温側に C 曲線が広がっており、nose の位置も低温側に移動している。また PC 析出も nose の先端は左下方に移動し、析出温度範囲は特に短時間側においてきわめて広がっている。すなわち時間的にも温度的にも加工は炭化物および PC の両析出とともに促進することがわかる。

析出物の形態は当初結晶粒界およびすべり面での炭化物析出にはじまり、薄い炭化物は次第に厚い板状に成長し、引続き PC 析出範囲に入るとこの板状炭化物の両側から PC が核生成して、次第に厚く不規則な形に成長してくる。

本鋼の再結晶開始の臨界温度は約 730°C とみられる。本鋼は V 0.22% を含有しており、V の添加は再結晶温度を上昇せしめるから標準の hadfield 鋼ではこれより低い温度と予想される。

2. H 1 試料の恒温析出 H 1 試料の恒温析出は No. 17 試料より冷間加工の影響は大きく現われている。炭化物析出は C 曲線の上部、下部ともに広い温度範囲に広がっており、また時間的にも早くなっている。PC 析出はいちじるしく低温側に広がり、nose の先端は 600°C × 30mn 付近から 550°C × 3mn 付近まで移動している。

再結晶開始線は PC 析出範囲にかかりその臨界温度は 550°C と推定される。したがって再結晶は PC と共存するが、PC の析出が相当進んだ後にはじまりかつ組織内で析出の少ない matrix を選んで核生成している。

3. L 1 試料の恒温析出 加工の影響は H 1 と同等以上に析出を促進し、C 量の低いほど加工の効果が顕著に現われているうよである。炭化物析出の nose は 600°C × 1h 付近から 525°C × 3mn 付近まで移動し、析出

温度区間も高温、低温両側に広がっている。また PC 析出の nose も 575°C × 4h 付近から 525°C × 8mn は付近まで移動し、析出区間は低温側に約 800°C 下っている。

両結晶開始はさらに低温側に下り、臨界温度は約 500°C とみられる。

IV. 連続的加熱による析出

1. 静的引張加工試料の析出: No. 16 の加熱示差膨脹曲線は Fig. 2 に示した。加工度 0 の試料に現われている 600°C 付近の収縮は、加工度の増加にした

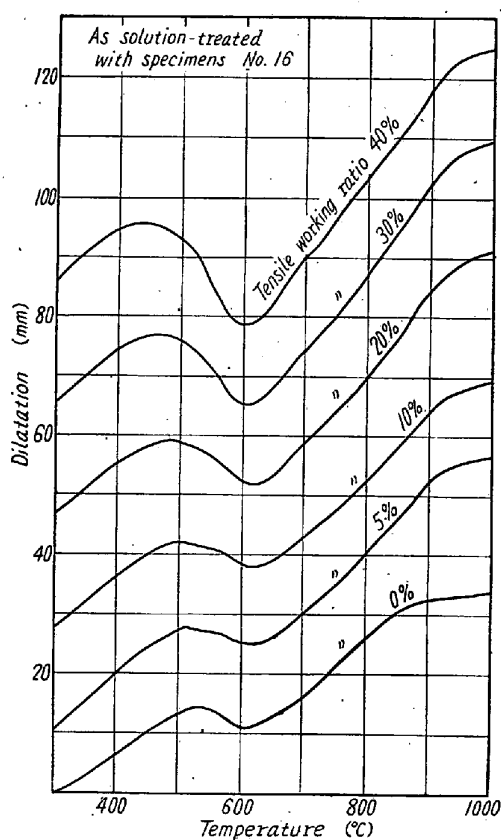


Fig. 2. Effect of tensile-working ratio on heating dilatation curves.

がって次第に大きくなっている。また収縮の終了温度は 630°C 付近ではほぼ一定しているが、収縮開始温度は加工度 0 の約 500°C から次第に低温側に移動し、40% 加工で約 400°C から始る。この収縮は板状炭化物の析出によるものと見做されるが、加工試料ではすべり面が優先析出面となるため、加工度が増加してすべり帯の多い試料ほど板状炭化物は析出しやすくなり析出量が多くなる結果、大きい収縮が現われる。

1000°C まで加熱後の各試料の再結晶組織を Photo. 2 に示した。再結晶粒は加工度 10% でもつとも粗大化し

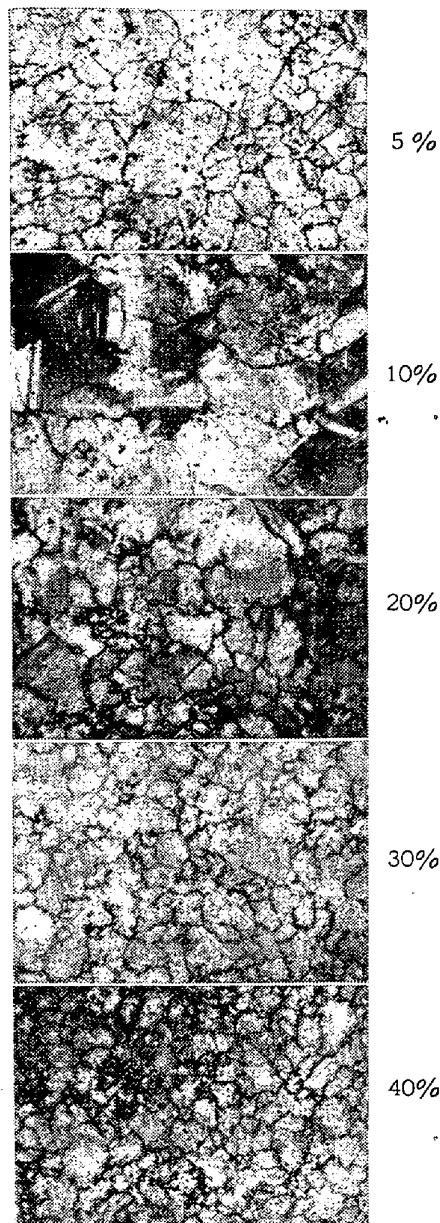


Photo. 2. — Recrystallization structures in No. 16 steel, elongated to various ratios and heated up to 1000°C, thermal etch, $\times 100$ (1/2)

ており、5%、20%試料は混粒がいちじるしい。30%では粗大結晶はなくほぼ齋粒となるが、40%ではさらに細粒の増加が見られる。すなわち加工度の増加にしたがつて再結晶粒は細粒化することがわかる。

2. 衝撃加工試料の析出：H 1 試料はC量が低いため溶体処理状態では 600°C 付近の収縮はきわめてわずかであるが、加工度の増加にしたがつて収縮は次第に大きくなり、収縮開始温度は低温側に移る。1000°C 加熱後の再結晶組織は、加工度がわずかに増したところで最も粗大化しており、さらに加工度が増加すると齋粒となってくるが、その粒度は引張加工の場合ほど細粒化していない。

V. 結 言

Hadfield 鋼の恒温加熱における炭化物析出におよぼす約 36% 圧延加工の影響、ならびに連続加熱による炭化物析出におよぼす静的および衝撃加工の影響などについて実験し、加工により炭化物の析出は時間的にも、また温度的にも促進されることをC曲線の移動により明らかにした。また析出と再結晶との関係、および連続加熱における加工度と析出ならびに再結晶との関係などを明らかにした。

(158) 12% Cr 耐熱鋼のクリープ破断強さにおよぼす熱処理の影響

東京大学工学部

藤田 利夫・○笹倉 利彦

Effect of Heat Treatment of 12% Chromium Heat-Resisting Steels on Creep-Rupture Strength.

Toshio Fujita and Toshihiko Sasakura.

I. 緒 言

12% Cr 耐熱鋼のクリープ強さおよびクリープ破断強さは合金元素および熱処理などにより、いちじるしく影響を受けることは著者らはすでに報告したが本報ではさらに詳細に 12% Cr 耐熱鋼のクリープ破断強さにおよぼす熱処理の影響を調べた。すなわち 12% Cr 鋼に Mo, W, Ti, V, Nb などを単独に添加したものが焼入温度および焼戻温度を変えることによつて 650°C のクリープ破断強さにどのように影響するかを調べ、さらに Jessop H46 および TAF 鋼に各種の熱処理をほどこし、650°C でクリープ破断試験を行い、H46 および TAF 鋼のクリープ破断強さにおよぼす熱処理の影響を調べた。

II. 試料および実験結果

試料は高周波電気炉で 30 kg 熔解し、これを 22~23 mm の角棒に鍛造した。試料の化学組成を Table 1 に示す。

Table 1. Chemical composition of specimens.

Steel No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	Other elements
S 1	0.20	0.36	0.56	11.58	1.07	—	—	—
S 2	0.19	0.40	0.53	11.88	—	—	—	W 0.76
S 3	0.20	0.44	0.54	11.79	—	0.35	—	—
S 4	0.20	0.44	0.53	11.85	—	—	—	Ti 0.38
S 5	0.18	0.47	0.52	11.55	—	—	0.42	—
S 6	0.18	0.33	0.42	11.37	0.46	0.32	0.31	—
S 7	0.17	0.26	0.30	11.16	0.77	0.15	0.29	B 0.04 N 0.06