

論 文

UDC 669.15'74-194 : 669.14.018.256 : 621.785.783 : 539.4.016.3

高 Mn 鋼の炭化物析出におよぼす各種元素添加の影響*

齋 藤 利 生**

Effect of Alloying Elements on Carbide Precipitation
in Hadfield Steel

Toshio SAITO

Synopsis:

Some Hadfield steels with 1% Si, 2% Al, 0.8% Mo, 4% Cr, or 0.5% V were studied mainly by micrography on isothermal carbide precipitation after solution treatment. Isothermal precipitation diagrams for all steels were determined as C-curve, fundamentally similar to that of standard Hadfield steel. By addition of 1% Si, the carbide precipitation in steel was little affected, but the temperature range in which pearlitic constituent (PC) appeared was slightly extended. By addition of 2% Al, the grain boundary carbide precipitation in high temperature range was accelerated, but the transformation into PC was retarded and its temperature range was limited in a slightly narrower range. Moreover, matrix precipitation of carbide in high temperature range was disturbed remarkably by addition of Al. By addition of carbide forming elements such as Mo, Cr, and V, the precipitation of carbide was accelerated especially in high temperature range, and the precipitation temperature range was extended to higher temperature. However, transformation into PC was retarded by addition of these elements, and addition of Cr+V was markedly effective. By addition of 4% Cr and 4% Cr + 0.5% V, matrix carbide precipitation in steel was remarkably accelerated, and its precipitation area formed a C-curve, which had a nose at 825°C in the former steel, and at 800°C in the later steel. Addition of V was markedly effective for precipitation hardening of steel. It is considered that the retarding behavior of transformation into PC by addition of carbide forming elements was similar to that by lowering carbon content in steel. In microstructures of V-added steel, peculiar platelet PC which was different from nodular PC in other steels was observed. The formation of the platelet PC is considered to be due to a large quantity of platelet carbide precipitation in steel by addition of V.

(Received Apr. 12, 1971)

1. 結 言

溶体化処理した Hadfield 鋼は強度も比較的大きく靱性も高い長所を有するが、約 280°C 以上に加熱されると炭化物を析出し、析出量が多くなると機械的性質はいちじるしく劣化する。このため製造過程においても 260°C 以上に加熱することは厳禁とされている¹⁾。

高 Mn 鋼に対する各種元素添加の試みはかなり多く報告されているが、その大部分は強度あるいは耐摩耗性などをさらに増加させる実用的な目的で行なわれたものが多い^{1)~6)}。炭化物析出におよぼす影響については、Cr, Mo などの元素について若干の報告がある^{7)~11)}。

著者らはこれまで標準成分の Hadfield 鋼の炭化物析出について詳細に調べ¹²⁾、次いで微量 V, Ti, Zr 添加の影響¹³⁾、C, Ni, Cu の影響¹⁴⁾、および冷間加工の影響¹⁵⁾

などについて報告してきたが、本報では引続き Si, Al, Mo, Cr, V などの元素添加の影響について実験を行ない、前に報告した標準成分の Hadfield 鋼と比較検討した結果を報告する。

2. 試料および実験方法

供試材は高周波炉で溶製し金型鑄造した小鋼塊を、熱間鍛造、圧延後旋削して径 10 mm および径 5 mm の丸棒とした。これらの丸棒から径 10 mm 厚さ 3 mm の検鏡用試片および径 5 mm 長さ 70 mm の磁気強度測定用試片をつくつた。各試料の分析結果は Table 1 に示す。すなわち、No 1 は標準成分 Hadfield 鋼に 1% の Si を

* 昭和37年10月本会講演大会にて発表
昭和46年4月12日受付

** 防衛大学校 工博

Table 1. Chemical composition of tested steels (wt %).

No	C	Si	Mn	N	Added elements
1	0.95	1.08	14.36	0.011	—
2	0.91	1.11	14.44	0.026	Al 2.04
4	0.90	1.09	13.35	0.014	Mo 0.84
5	0.83	0.66	13.94	0.011	Cr 4.06
6	0.86	1.05	14.03	0.018	Cr 4.06, V 0.55

添加したもので、これを基準として 2% Al, 0.8% Mo, 4% Cr, および 4% Cr+0.5% V をそれぞれ添加した 5 鋼種を使用した。したがって Si とこれら元素との複合効果を調べたことになるが、後述するように Si の影響はきわめて軽微であり、結果には明瞭に添加元素の影響が現われている。Si 添加鋼を基準にしたのは、ここではふれていないが強靱性の増加を期待したためである³⁾。

試料の溶体化処理は炭化物の溶込みを考慮して、No 1, 2, 4 は 1100°C×1/2 hr, No 5, 6 は 1150°C×1/2 hr 保持後水冷としたが、No 4, 5, 6 は溶体化処理状態においてもまだ若干の炭化物の残留が認められた。とくに No 5, 6 の残留炭化物は溶体化温度を 1200°C にしてもなお完全に溶込むにいたらないが、その形状は粒状化して再加熱により析出するものと区別できるため、ここでは上記の処理温度、時間で実験を進めた。

検鏡試片は溶体化処理後 350°C 以上の各温度に 100 hr までの各時間恒温保持、水冷したのち、光顕による組織観察により前報と同じ要領で恒温析出線図を作成した。磁気測定用試験片は 350~900°C の各温度に 100 hr 保持、水冷ののちピッカース硬度および弾動磁力計によ

る磁気強度を測定した。また炭化物析出のいちじるしい No 5, 6 の 2 鋼種については、溶体化処理後 650~800°C の各温度に 100 hr 以下の各時間保持水冷して析出硬化の様相を調べた。各測定の前にはかならず試料の電解研磨を繰返して、表面層を十分除去した後に測定にかかった。さらに No 6 のきわめて析出の多い試料については電顕観察 および 制限視野回折により析出物を調べた。

3. 実験結果および考察

3.1 恒温析出線図

3.1.1 Si の影響

Fig. 1 は試料 No 1 の恒温析出線図を示した。析出の全般的な様相は既報の標準鋼の線図と比べてとくに変化はなく、炭化物析出線は 620°C×2 min 付近にノーズをもち、またパーライト変態線（以下前報にならつて PC 線と呼ぶ）は 600°C×5 min にノーズをもつずれも C 曲線をなしている。炭化物析出の上限、すなわち A_{cm} は 830°C, PC 線の上限、すなわち A_e は 670°C と推定され、また炭化物析出の下限と PC 線の下限とは長時間できわめて接近しているのがわずかに特異な点で、前者が 430°C, 後者は 440°C と推定される。同一炭素量で Si 量の低い標準鋼と比較すると、炭化物析出線の上限はほぼ同じであるが下限は約 30°C 上にずれて析出温度幅は約 50°C 狭くなつており、また PC 線はノーズが左にずれて変態開始を早めていると同時に、下限は同じ 440°C であるが上限の A_e は約 30°C 上にずれて PC 温度域は拡がっている。したがって Si の添加

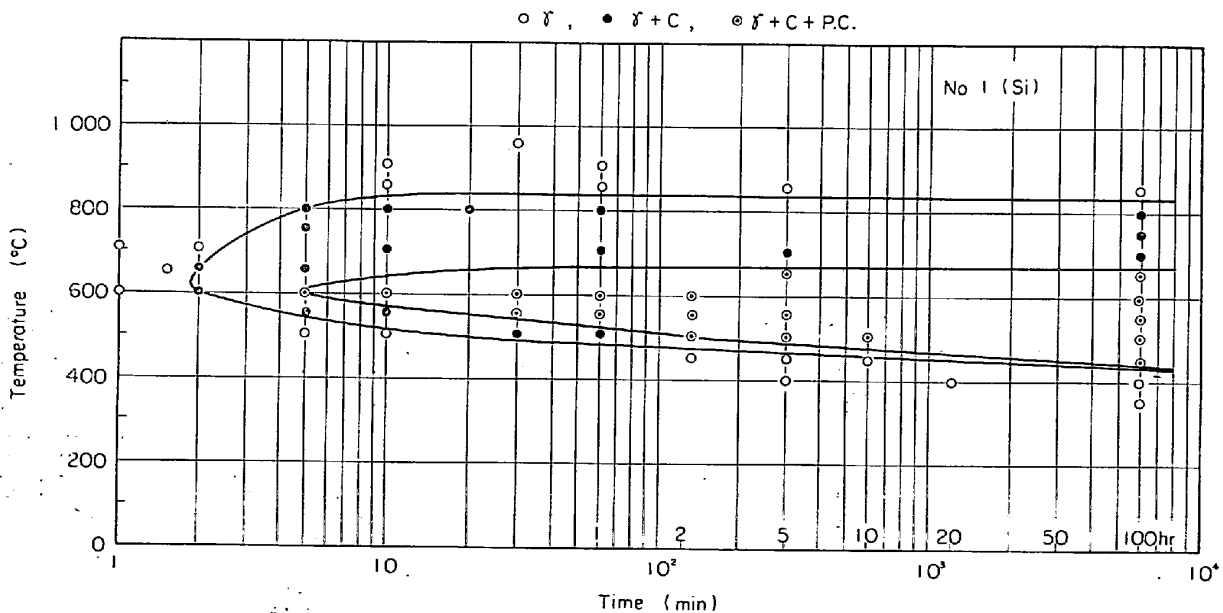


Fig. 1. Isothermal precipitation diagram for 1% Si added steel after solution treatment.

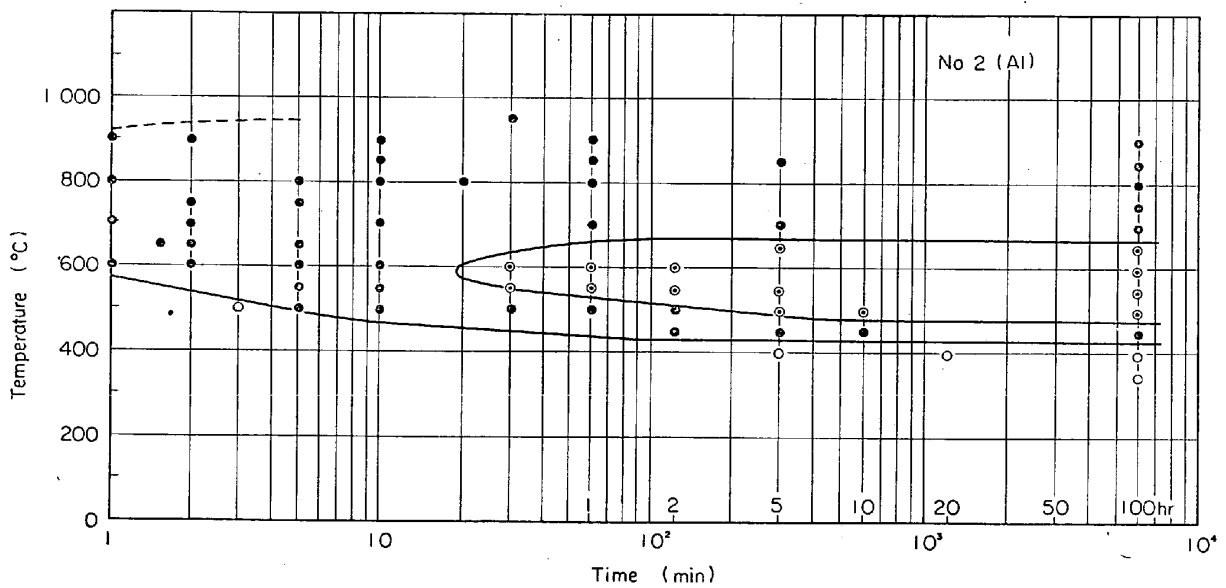


Fig. 2. Isothermal precipitation diagram for 2% Al added steel after solution treatment.

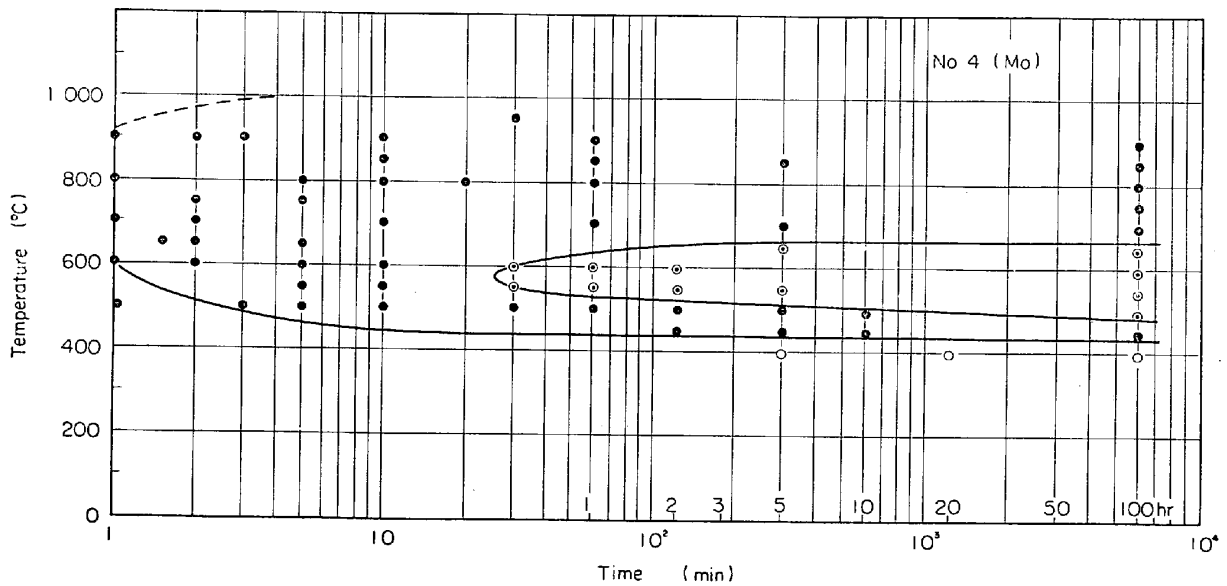


Fig. 3. Isothermal precipitation diagram for 0.8% Mo added steel after solution treatment.

は炭化物析出には大差はないが、PC 域は若干広げ変態をわずかに促進する軽微な影響とみなしてよい。この結果は Si が鋼中で炭化物をつくらないことから予期されるところで、他の報告ともよく一致している。

3.1.2 Al の影響

Fig. 2 は約 2%Al を添加した試料 No 2 の析出線図である。炭化物の析出は時間的にいちじるしく早くなり、ノーズは大きく左側に移動する。析出温度区間は低温側は 430°C 付近で No 1 と変わらないが、上限は上昇して 950°C 以上の広い範囲に広がる。また PC 線は Fig. 1 と比べてノーズの位置は 580°C×20 min 付近に遅くなり、温度区間は上限の A_c は 670°C で変わらない

いが下限は 480°C で約 40°C 上昇して狭くなっている。溶体化処理状態では炭化物の存在は認められないから、炭化物析出の上限は点線のように推定される。以上から Al 添加の影響は炭化物の粒界析出は促進するが、PC 域は若干狭くなり抑制する効果があると見られる。

3.1.3 Mo の影響

Mo 添加の試料 No 4 の恒温析出線図は Fig. 3 に示した。炭化物析出線は低温側は No 1 と同じ 440°C であるが、上限はいちじるしく上昇し 1100°C 以上にある。PC 域は 490~670°C の温度区間にあり、上限は No 1 と同じであるが下限が約 50°C 高温側に移動している。ノーズの位置は Al 添加の No 2 とほぼ同様で、

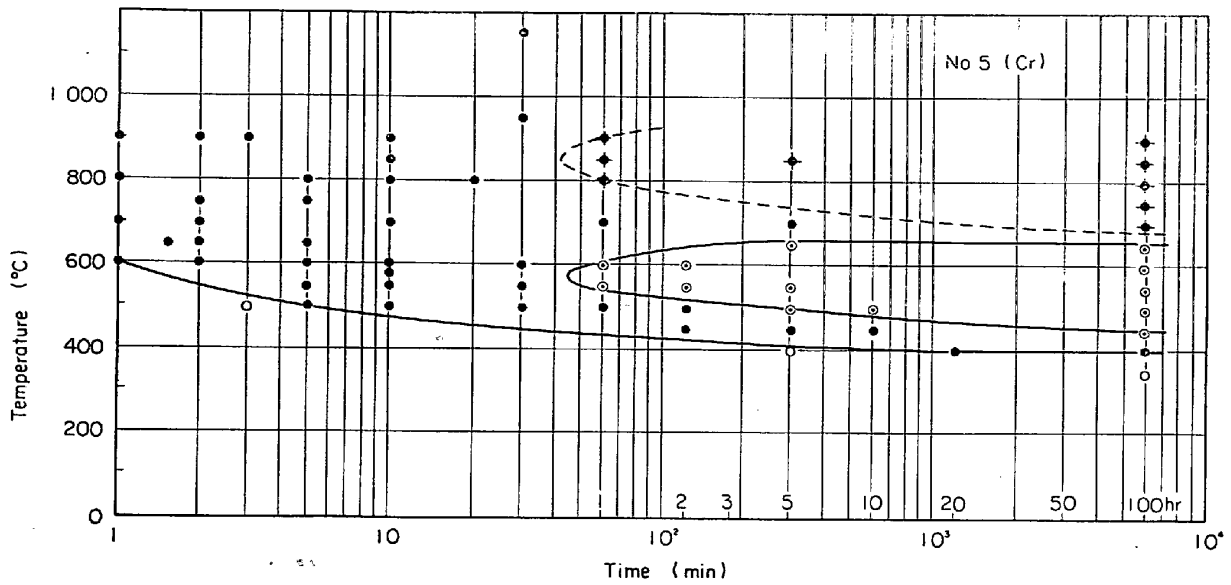


Fig. 4. Isothermal precipitation diagram for 4% Cr added steel after solution treatment.

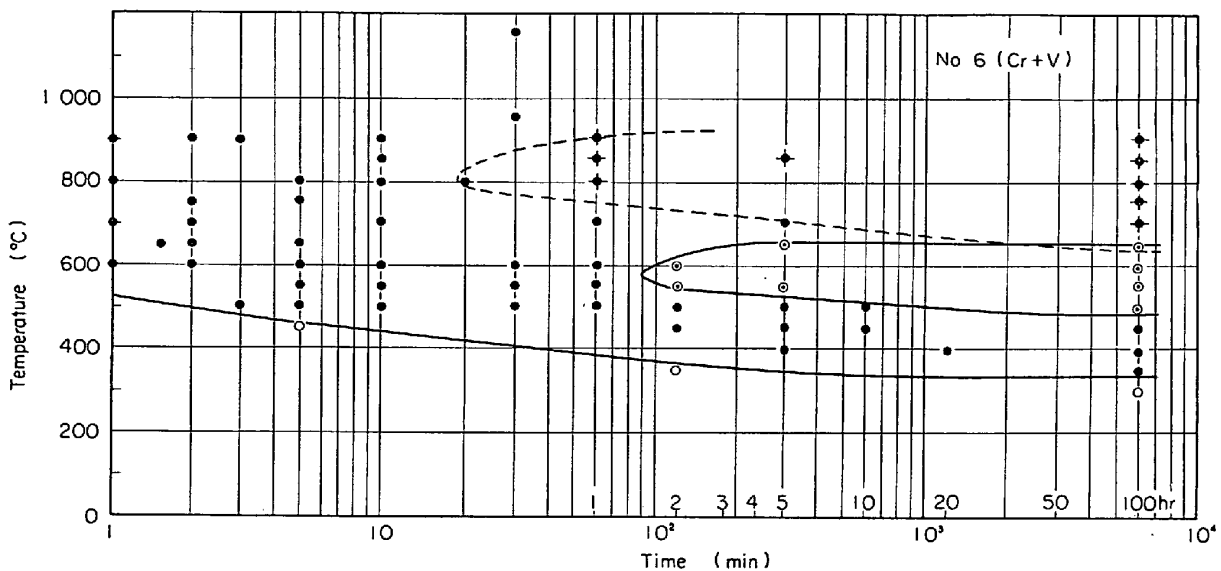


Fig. 5. Isothermal precipitation diagram for 4% Cr and 0.5% V added steel after solution treatment.

温度的に約 25°C 低温側に移るとみなされる。したがって Mo 添加の影響は炭化物析出はきわめて促進するが、PC 変態域は Al と同様若干抑制されるとみてよい。Mo の影響についての他の報告⁹⁾¹⁰⁾は一致しておらず、著者の結果とも若干の相異がある。

3.1.4 Cr の影響

4%Cr 添加の試料 No 5 の線図は Fig. 4 に示した。炭化物の析出はいちじるしく促進され、その温度区間は $400\sim 1160^{\circ}\text{C}$ の広い範囲に拡がる。析出線の下限は No 1 と比べると約 30°C 下降している。PC 区間は No 1 とほぼ同じ $660\sim 450^{\circ}\text{C}$ であるが、ノーズの位置はかなり後退すると同時に約 25°C 低温側に移っている。以上

は他の報告⁷⁾ともよく一致している。

Cr 添加は Mo 添加と同様に高温域における炭化物析出を促進するが、とくに 700°C 以上の高温に長時間保持すると粒界析出に引続いて粒内に微粒の析出物が多量に現われてくる。この粒内析出は標準 Hadfield 鋼を高温域に長時間保持した場合にも部分的に観察されたが、Cr 添加鋼では析出の開始が早く、かつ、きわめて多量の析出物が粒内に均一に現われる。粒内析出が最も早く現われるのは $850^{\circ}\text{C} \times 40\text{ min}$ で、析出開始線を調べると図中の点線で示したような C 曲線となる。標準鋼の粒内析出は約 $800^{\circ}\text{C} \times 16\text{ hr}$ の位置にノーズがあり、粒子の大きさ、分布はかなり不均一であつた。

3.1.5 Cr+V の影響

4%Cr+0.5%V 添加の試料 No 6 の線図は Fig. 5 に示した。炭化物析出は Cr 単独添加の試料 No 5 よりさらに促進され、析出域の下限は 340°C で No 5 より約 60°C 下降している。Acm は 1200°C 以上と推定される。一方、PC 変態域はノーズの位置も後退しており時間的に遅らす効果が明瞭に認められ、その温度区間は 490~660°C に狭くなつて下限は No 5 より約 40°C 上昇していることは V 添加の影響と見られる。Cr 単独の場合以上に粒内析出はきわめていちじるしく、この析出範囲は 800°C × 20 min にノーズがある C 曲線で、温度区間は 650~約 950°C にわたっている。本鋼の変態生成物 PC は他と異なつた特異な顕微鏡的形態を示すが、詳細は組織観察の項にゆずる。

3.2 硬度および磁気強度におよぼす析出の影響

各試料を 350~900°C の各温度に 100 hr 保持後、硬度および磁気強度を測定した結果を Fig. 6 に示す。まず硬度曲線はその形態から 2 つのグループに大別される。第 1 のグループに属する試料 No 1, 2, 4 は 400°C あるいは 450°C から急に硬度を増し、500 あるいは 550°C で最高硬度を示したのち温度が高くなるにしたがつて軟化する。一方、試料 No 5, 6 は 450°C から急に

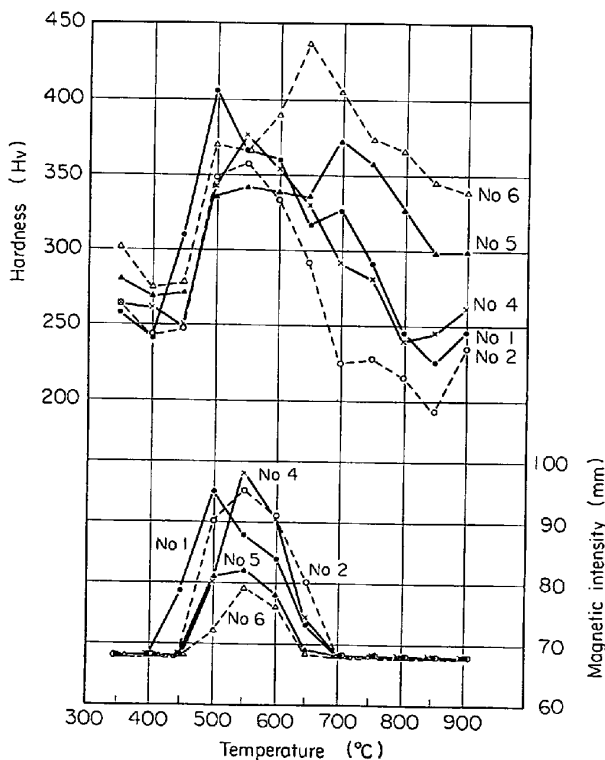


Fig. 6. Relations between hardness, magnetic intensity and temperature with various steels heated isothermally for 100 hr after solution treatment.

硬度を増加するが、500~550°C で若干停滞し、650 あるいは 700°C で明瞭な硬化のピークを示したのち軟化する。500°C 付近の硬化は第 1 のグループと同様であり、これに 650~700°C の硬化が加わつて 2 段硬化を示すと見られ、硬化は後者の方が大きい。

磁気曲線は No 1 が 400°C から磁気を増加して 500°C でピークを示した後減少して 700°C で消失するのに対し、他の試料はいずれも 450°C から磁気を増加し 550°C でピークを示した後減少して同じく 700°C で磁気を失う。磁気強度のピークの高さは Mo 添加の No 4 が最も高く、次いで Si, Al 添加の No 1, No 2, 続いて Cr 添加の No 5 で、Cr+V 添加の No 6 が最も低いピークを示す。また 700°C 以上ではいずれも非磁性であり、全試料が 700°C 以上で析出する炭化物はすべて非磁性であるとみなされる。

既述のようにここで現われる強磁性は恒温加熱の結果生成される PC 中の α 相によるものであるから、磁気強度は α の量を示すと同時に PC の生成量を示すことになり、磁性の現われる温度区間は PC の生成区間を示すと見てよい。Si 添加の試料 No 1 は、標準鋼が 400°C から磁気を増加して 500°C でピークを示した後 650°C で磁気を失うのに対し、増加の始まりとピークは同じであるが消失点は 700°C と高くなり、Si 添加により PC 域を拡げる析出線図の結果とよく一致している。

試料 No 2 は PC 区間は 450~700°C で No 1 と比べると Al 添加により温度区間は高温側に狭くなつていゝるが、量的にはわずかに促進されるとみられる。析出線図では Al 添加により高温域の炭化物析出範囲はきわめて広がるが、硬度曲線からみると 550°C のピークのあと最も急に軟化して 700°C 以上では低い硬度を示しており、本鋼の硬化に寄与するのは PC だけで高温域の析出物は硬度に影響しないとみなされる。また Mo 添加の No 4 は析出線図で PC 域は若干抑制されるとしたにもかかわらず、Fig. 6 の磁氣的に測定された PC 量は高いピークを示すことは相反する結果のように見られるが、PC の核生成は Mo 添加によつて抑制されて時間的に遅れるが以後の成長は早いことを示すものである。また硬度曲線の 700~750°C にわずかであるが粒内析出による硬度の停滞が現われている。

Cr 添加の No 5 および Cr+V 添加の No 6 はともに磁気のピークが低く、Cr 添加により PC 変態が抑制されること、および V の添加はさらに効果的であることがわかる。硬度曲線に見られる 2 段硬化のうち第 1 の硬化は他の試料と同様主として PC の存在によるものである。第 2 の硬化は粒内炭化物の析出が原因している。既

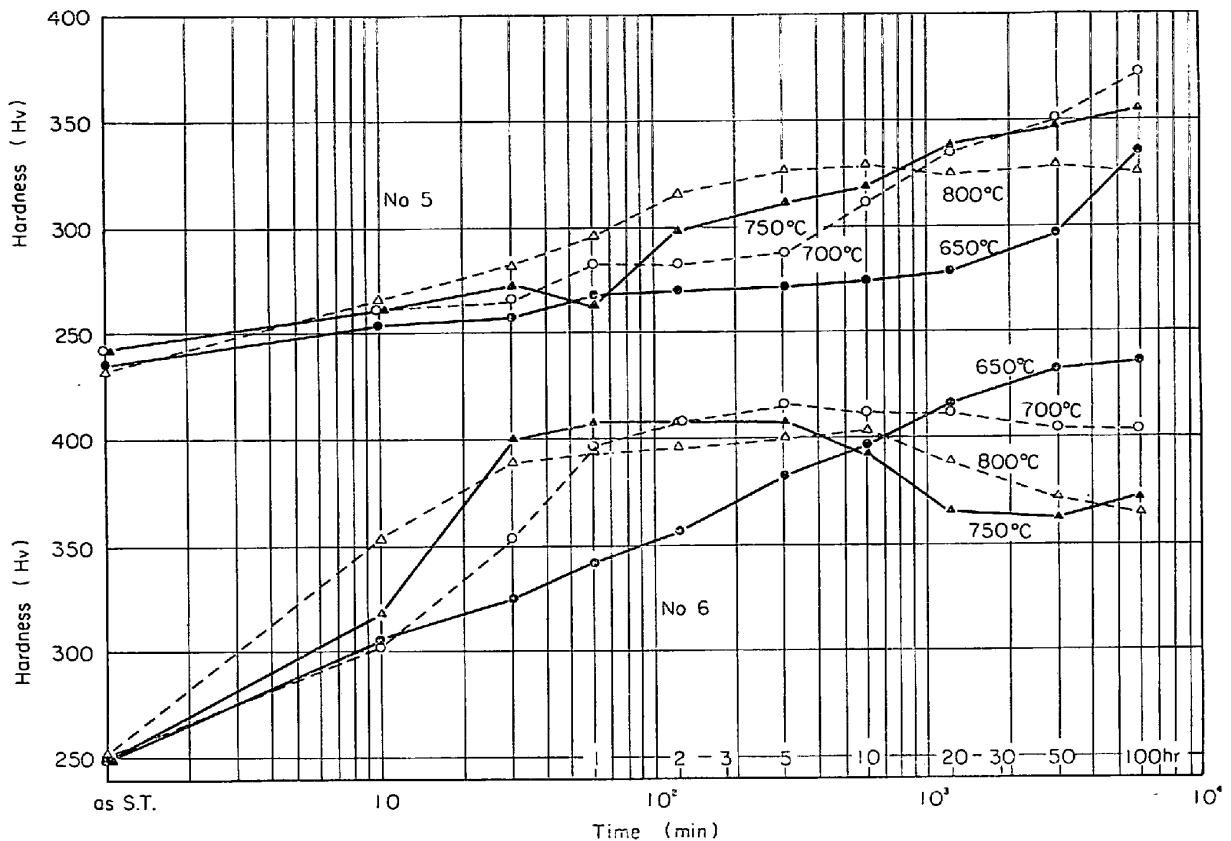


Fig. 7. Precipitation hardening curves for 4% Cr added, 4% Cr and 0.5% V added steels after solution treatment.

述のように No 5, 6 では高温域の粒内析出がきわめていちじるしく、かつ析出温度区間はきわめて高温側に広がるが、硬度曲線でも他試料と比べて高温域の硬度がきわめて高い特徴をもっている。とくに V 添加鋼は PC による硬化と粒内析出による硬度とがラップして 650°C でいちじるしく高い硬化のピークを示している。以上の Cr, Cr+V の添加が PC の阻止にきわめて有効であることは前述の析出線図の結果とよく一致している。

3.3 析出硬化におよぼす Cr, Cr+V 添加の影響

Cr および Cr+V 添加鋼が粒内析出によりきわめて高い硬化を示したため、両鋼について析出硬化の過程を調べた。結果は Fig. 7 に示す。Cr 添加の No 5 は 800°C では 10hr で Hv 330 の飽和硬度値に達し、750°C 以下では 100 hr でもなお硬度増加の途中にある。V 添加の No 6 は No 5 より析出硬化はかなり早く、700°C 以上ではいずれも飽和値に達し、100 hr ではすでに過時効の軟化過程にあるが、650°C では 100 hr でもわずかに飽和値の前にある。

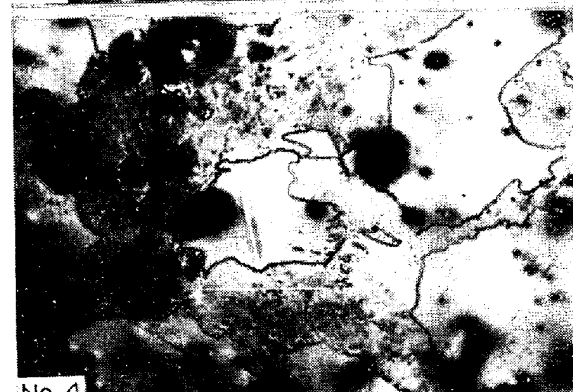
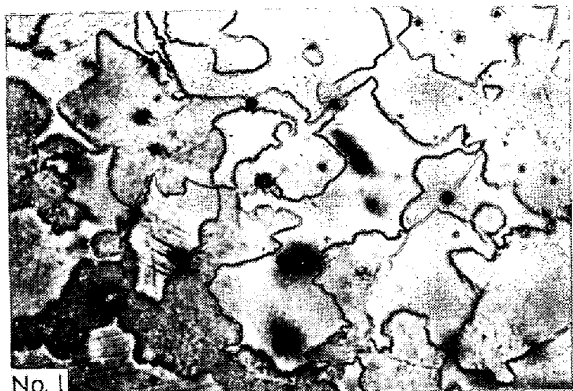
いずれの場合も一般の析出硬化現象と同様に温度の高いほど析出は時間的に早い得られる硬度は低く、低い温度で長時間保持した場合に高い硬度値が得られる。

No 6 の 650°C では PC の存在が硬度に若干影響するため、これを除いて硬化の活性化エネルギーを求めると 55 250 cal/mol となる。この値は γ 中の炭素原子の移動の活性化エネルギー 36 000 cal/mol よりかなり大きく、また γ 中の鉄原子のエネルギー 67 000 cal/mol より小さい。G. COLLETTE は高 Mn 鋼の 320~440°C 間の板状炭化物析出の活性化エネルギーとして 38 000 cal/mol を得ている¹⁶⁾が、この値は前者に近い。後述する組織観察で認められるように、ここで測定した硬化は粒内炭化物の析出によるものであり、粒内炭化物析出の活性化エネルギーの値としてほぼ妥当な大きさと考えられる。

3.4 組織観察

3.4.1 PC の顕微鏡的形態

Photo. 1 は No 1, 4, 5 の 600°C×100 hr 試料の組織を示す。いずれも塊状の PC がかなり多量に存在しており、PC の形態は標準 Hadfield 鋼と全く同様の塊状 PC である。No 1, 4 の地にはともに直線状の ϵ 相が見られるが、No 5 の地には ϵ はない。またマルテンサイトはいずれの試料にも全く認められないから、既述のように強磁性は PC を構成する α だけの問題となる。No 5 試料の地に ϵ が現われないことは、磁気測定の結果



600°C×100 hr ×480 (6/7)

Photo. 1. Microscopic configurations of pearlitic constituents observed in steels heated isothermally for 100 hr at 600°C.

果から知られるように PC が量的に少ないこと以外に、地に固溶している Cr の影響が考えられる。なぜなら、標準鋼であれば組織的にこの程度以下の PC 存在量でも必ず常温で ϵ 相が観察されたからである¹⁷⁾。

Photo. 2 は No 2 と No 6 の同じ 600°C×100 hr 試料の組織を示す。Al 添加の No 2 は Photo. 1 に示した 3 試料と同じであるが、Cr+V 添加の No 6 の PC が特異な形態を示したため対比して掲げた。すなわち、No 2 の PC は標準鋼と同じ塊状であるのに対して、No 6 の PC はこれまでの元素添加では見られなかった特殊な板状形態である。高 Mn 鋼の炭化物析出はまず

結晶粒界に優先して始まり、粒界が厚くなるとともに粒内にも析出し、PC も続いて析出した炭化物の部位に核生成して成長する過程をとっている。したがって析出域に長時間保持した結果は、No 2 の組織に見られるように粒界は厚い PC で蔽われているのが普通であるが、No 6 の場合は粒界析出は比較的軽微で、析出のまつたくないほぼ直線状の粒界が数箇所残存しているのを見ることができる。

Cr 単独添加の No 5 は標準鋼と同じ塊状 PC であるから、Photo. 2 に見られる No 6 試料の板状 PC は V 添加の影響とみなしてよい。これらの板状 PC の方位を調べると大体 γ の (111) と一致しており、 γ からの (111) 面に沿う板状炭化物析出がいちじるしいことが原因ではないかと考えられる。著者らは標準鋼に微量 V を単独添加した場合、板状炭化物の析出がきわめていちじるしくなることを前に報告した¹³⁾。No 6 鋼では析出線図に示されるように Cr+V 添加により炭化物の析出はきわめて促進されるが、粒界析出と同時に粒内の劈開面に沿う炭化物析出がいちじるしく、この板状炭化物の部位に PC が優先して核生成、成長する結果と推察される。

Photo. 3 は No 6 の PC の電顕組織を示す。光顕組織は特異な板状形態であるが、電顕によれば標準鋼と同様の α とセメントイトからなるパーライトであることがわかる。しかし、標準鋼の綺麗な層状パーライトに比べて、このパーライトのラメラはきわめて不整であり、パーライトの成長が V 添加により影響されていることが知られる。標準鋼のように PC が大きい塊状に成長するためには、PC の核は適当に少なく生成されたものが順当に成長していく必要がある。V 添加鋼では粒内の板状炭化物析出量が多いため PC の核生成の場が多くなり、多数の核が成長を始めるため互に成長が阻害される結果、もとの板状炭化物が厚くなつた形態の PC ができると考えられる。さきに冷間加工した標準鋼の炭化物析出について報告したが、加工による多くの迂り線のある場合はこの迂り線の部位に優先して炭化物が析出して板状となり、さらにここに PC が核生成、成長して板状 PC がきわめて錯綜した組織となる¹⁵⁾。V 添加鋼の場合もこれと同様の挙動で板状 PC ができると考えてよいであろう。

3.4.2 高温域における粒内析出の形態

Photo. 4 は高温域における析出物の形態を示した。No 1 の 750°C×100 hr 試料は標準鋼の場合と同様であるが、No 2 の同試料は粒界析出は明瞭であるが粒内は微粒子がきわめて疎に点在するにすぎない。硬度曲線に

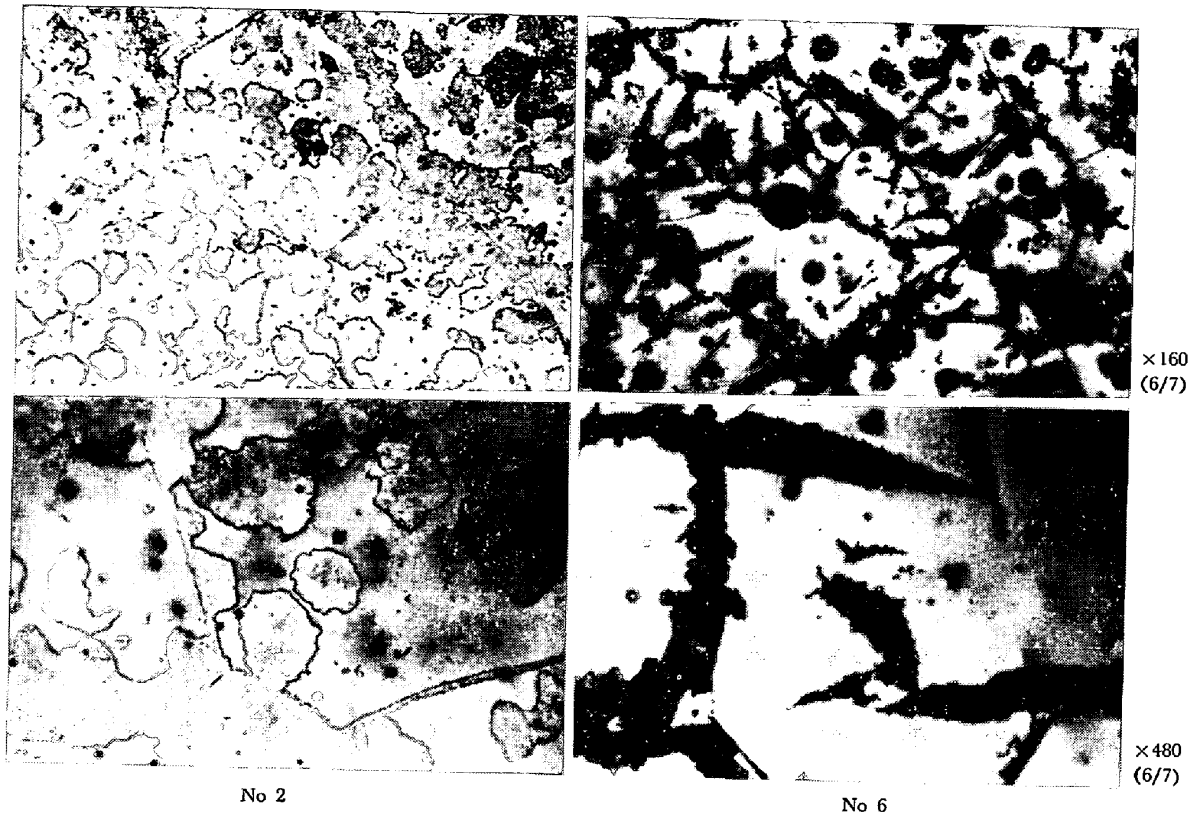


Photo. 2. Comparison of microscopic configuration of pearlitic constituents observed in steels heated isothermally for 100 hr at 600°C.

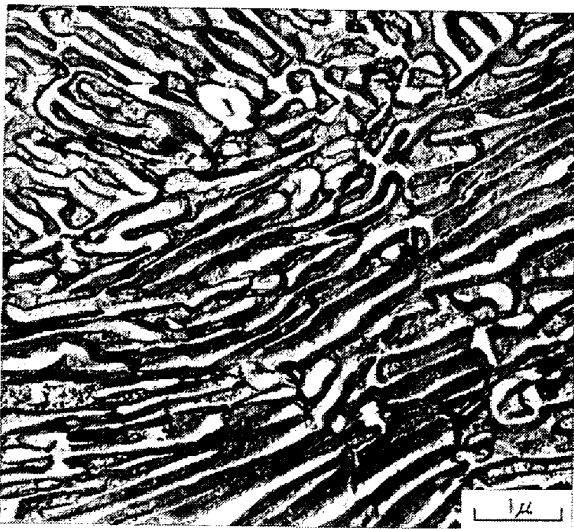


Photo. 3. Electronmicrostructure of platelet pearlitic constituent in 4% Cr and 0.5% V added steel.

見られるように No 2 は 700°C 以上の高温域における硬化はない。このことは高温域における析出による硬化に寄与するのは粒内析出であつて、No 2 の組織に見られるように高温域の析出が粒界析出だけで、粒内析出は標準鋼より少なく、Al 添加による粒内析出阻止の効果によるものと考えられる。一方、Cr 添加の No 5 は粒

内析出のいちじるしい 700°C および 800°C×100 hr の両組織を示した。前者は析出硬化曲線で最高硬度の位置であり、後者は過時効の位置にあたり、粒内析出は後者がいちじるしい。

Photo. 5 は No 6 の高温域析出物の形態を示す。650°C×100 hr では前述した板状 PC と粒界に細かい PC が見られるほか、粒内に微粒の炭化物が析出の初期にあるのが認められる。析出硬化曲線でこの位置は最高硬度付近にあるが、析出量は他の過時効試料に比べて少なく、析出初期の段階で最高硬度が得られることがよくわかる。700°C および 800°C×100 hr ではいずれも過時効で、粒内にいちじるしい炭化物粒子を析出して粒界両側には析出の全くない低濃度帯が現われている。粒界炭化物は 700°C では連続しているが、800°C になると途切れて粒状化してくる。また低濃度帯は温度の高いほど幅が狭くなっていく傾向が明瞭に認められるが、粒界における析出量が温度の高いほど減少する結果であろう。

3.4.3 粒内析出物の解析

No 6 の 800°C×100 hr 試料の粒内析出物の電顕組織と電子回折像を Photo. 6 に示した。電顕によれば、析出物は、厚さ 0.1~0.2 μm、長さ 2 μm 以下の板状、1 μm 程度の塊状、および 0.5 μm 以下の小粒などが混在している。板状炭化物の析出方位は PC と同様 γ の (111) 方向に

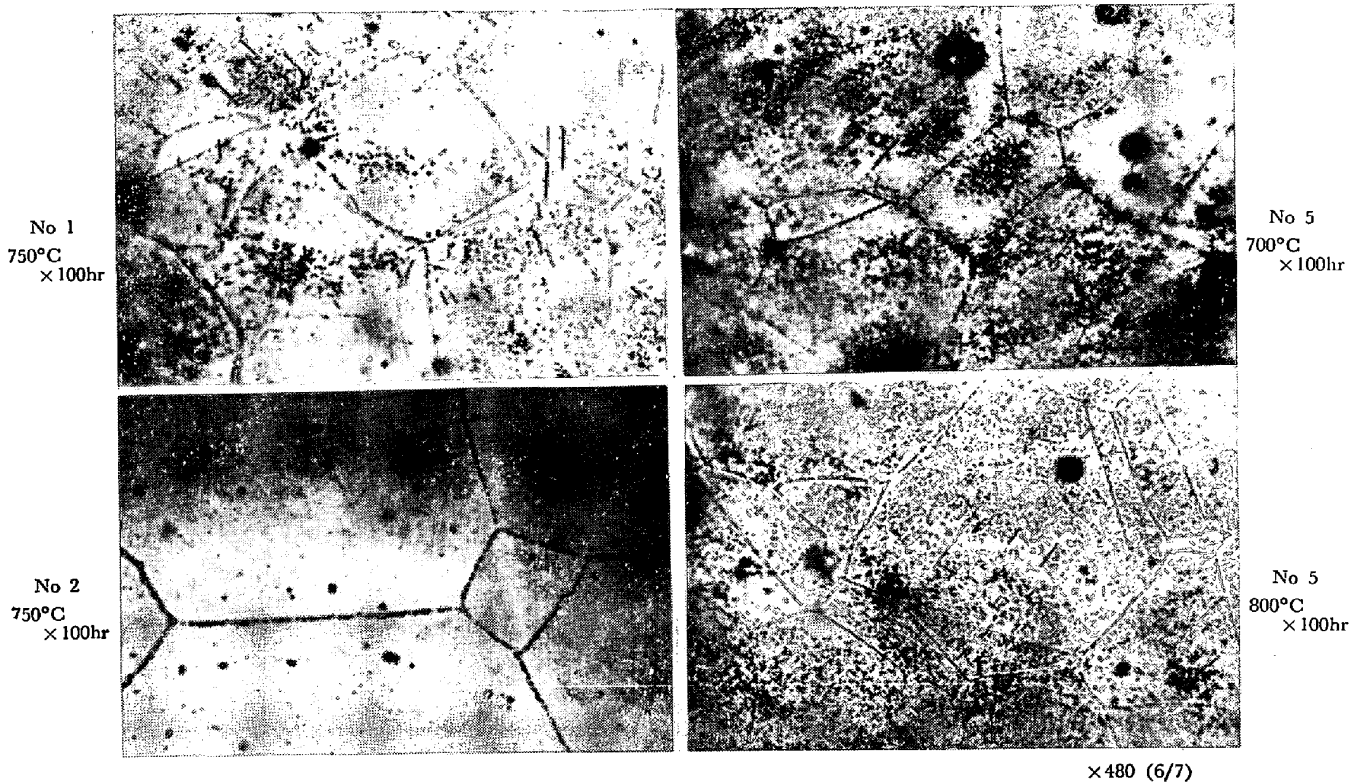


Photo. 4. Microscopic configurations intergranular precipitation of carbide in steels heated isothermally at higher temperature range.

沿っており、他の析出物もこの方位に沿うものがあるが小さい粒子はこれと無関係なものが多い。最も小型の析出物を抽出して回折像をとり、Au を基準として解析した結果は V_4C_3 に最も近いと同定された。

No 5 の Cr 添加試料にも粒内析出はいちじるしいが、Hadfield 鋼程度の Mn 量で現われる炭化物はすべて M_3C 単相であり¹⁸⁾¹⁹⁾、Cr 添加量も $M_{23}C_6$ をつくるほど多くはない¹⁸⁾²⁰⁾ から、この場合は Mn, Cr の固溶した M_3C と考えられる。 Fe_3C に対する Mn, Cr の固溶限は大きい、V の固溶限は Ti に次いで小さく、V 単独の場合 Fe_3C 中で約 0.6% にすぎない²¹⁾。 No 6 試料の場合も粒内析出物は主として Mn, Cr および微量の V の固溶した M_3C と見なされるが、V の固溶限が小さいため限度以上の V は V_4C_3 を形成すると考えられる。 V_4C_3 の形状は低温度ではきわめて小さいが、高温で長時間保持後は約 5000 Å に成長することが知られている²²⁾。ここで示した粒内析出物も 0.5 μ 以下の小粒は M_3C の固溶限以上の V による V_4C_3 が過時効により成長したものとみなしてよいであろう。

4. 結 言

高 Mn 鋼の再加熱による炭化物析出におよぼす Si, Al, Mo, Cr および Cr+V 添加の影響を、主として恒

温析出線図の測定によつて調べた。析出線図はいずれも Hadfield 鋼と基本的に同じ C 曲線であるが、結果を要約すると次のごとくである。

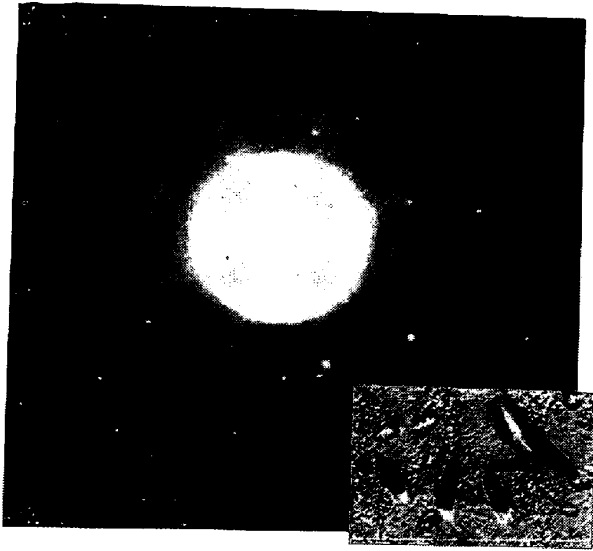
(1) Si の添加は炭化物の析出にはほとんど影響しないが、PC 域は若干拡がり変態を促進する。

(2) Al は高温域における粒界析出を促進するが、PC 域はわずかに狭くなり抑制の効果がある。また Al 添加により高温域の粒内析出を阻止する効果がいちじるしい。

(3) Mo, Cr, V などの炭化物形成元素はいずれも炭化物の析出を促進し、とくに高温域において時間的にも析出を早め、また析出温度区間を高温側に広げる。しかし、PC への変態は抑制する効果があり、とくに Cr+V の添加はいちじるしい。また Mo は PC への変態開始は抑制するが以後の成長は促進すると思われる。

(4) Cr, Cr+V 添加により高温域における炭化物の粒内析出がいちじるしく促進される。粒内析出の範囲は前者が 825°C、後者が 800°C にノーズをとる同じく C 曲線で現わされる。析出硬化には V の添加がとくに有効である。

(5) V 添加鋼の PC はこれまでの高 Mn 鋼の塊状 PC と異なる特異な板状形態を示す。この原因は V 添加により粒内の板状炭化物析出がいちじるしくなる結果、



No 6 800°C×100 hr

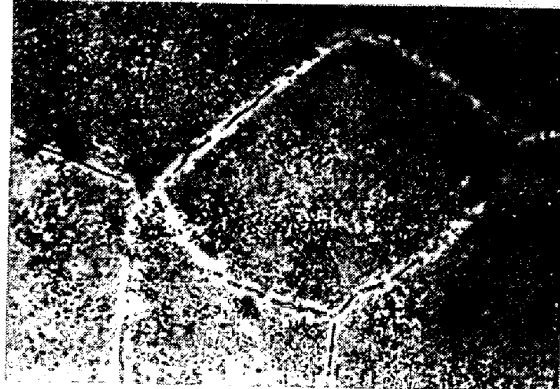
Photo. 6. Electronmicroscopic configuration and diffraction pattern of intergranular precipitates in 4% Cr and 0.5% V added steel, heated isothermally for 100 hr at 800°C.



650°C×100 hr



700°C×100 hr



800°C×100 hr

No 6 ×480 (6/7)

Photo. 5. Microscopic configurations of intergranular precipitation in 4% Cr and 0.5% V added steel, heated isothermally.

PC の核生成の場が増えて多数の核が生成して成長するためと考えられる。

終わりにご指導をいただいた東北大学金属材料研究所今井勇之進先生に厚く感謝の意を表す。

文 献

- 1) H. S. AVERY and M. J. DAY: Metals Handbook, ASM (1948), p. 526
- 2) R. A. HADFIELD: JISI, (1888) II, p. 41; Stahl u. Eisen, 57 (1937), S. 300
- 3) H. KRAINER: Arch. Eisenhüttenw., 11 (1937/38), S. 279; Stahl u. Eisen, 57 (1937), S. 1410
- 4) H. SCHOTTKY: Arch. Eisenhüttenw., 19 (1945/46), S. 55
- 5) Manganese Steel, (1956) Oliver & Boyd, London
- 6) T. E. NORMAN, D. V. DOANE, and A. SOLOMON: Trans. Amer. Found. Soc., 68 (1960), p. 287
- 7) 鈴木, 高田, 楠岡: 鉄と鋼, 45 (1959) 9, p. 1102
- 8) 橋浦, 渡部: 日本金属学会講演概要, 第51回広島大会, (1962), p. 56
- 9) 橋浦, 渡部: 日本金属学会講演概要, 第53回名古屋大会, (1963), p. 76
- 10) 鈴木, 後藤, 細見: 鉄と鋼, 54 (1968) 10, p. 220
- 11) 鈴木, 高田, 牧岡, 後藤: 鉄と鋼, 55 (1969) 9, p. 821
- 12) 今井, 斎藤: 鉄と鋼, 46 (1960) 6, p. 665
- 13) 今井, 斎藤: 鉄と鋼, 46 (1960) 11, p. 1451

-
- 14) 今井, 斎藤: 鉄と鋼, 47 (1961) 7, p. 929
 - 15) 今井, 斎藤: 鉄と鋼, 47 (1961) 12, p. 1682
 - 16) G. COLLETTE: Arch. Eisenhüttenw., 28 (1957), S. 229
 - 17) 今井, 斎藤: 日本金属学会誌, 25 (1961) 1, p. 57
 - 18) K. KUO and L. E. PERSSON: JISI, 176 (1954) 1, p. 39
 - 19) P. L. BOURDON and A. MICHEL: Compt. Rend., 246 (1958), p. 2624
 - 20) W. HOFMANN and R. DEPONTE: Arch. Eisenhüttenw., 19 (1948), S. 73
 - 21) 佐藤, 西沢: 日本金属学会誌, 20 (1956) 6, p. 340
 - 22) K. KUO: JISI, 184 (1956) III, p. 258
-