

に感謝の意を表する。なお本研究のため 2H 鋼材の入手に便宜を与えられた株式会社日本製鋼所に対し厚く御礼申し上げる。(昭和34年11月寄稿)

文 献

- 1) 関口, 稲垣, 森木: “高張力鋼 Wel-ten 55 の連続冷却変態図と溶接変質部の組織および性質(第1報)”, 溶接学会誌, 26 (1957), No.8, 504~511
- 2) 関口, 稲垣: “同上(第2報)”, 同上, 26(1957), No.9, 579~585
- 3) 関口, 稲垣, 佐藤: “同上(第3報)”, 同上, 26 (1957), No.11, 708~714
- 4) 関口, 稲垣: “同上(第4報)”, 同上, 27(1958), No.4, 194~200
- 5) 関口, 稲垣: “同上(第5報)”, 同上, 27(1958), No.4, 201~206
- 6) 関口, 稲垣: “同上(第6報)”, 同上, 27(1958), No.4, 207~212
- 7) 関口, 稲垣: “溶接用諸鋼材の連続冷却変態図(第1報)”, 同上, 27(1958), No.6, 340~346
- 8) 関口, 稲垣: “同上(第2報)”, 同上, 27(1958), No.7, 394~400
- 9) 関口, 稲垣: “同上(第3報)”, 同上, 28(1959), No.8, 517~524
- 10) 関口, 稲垣: “同上(第4報)”, 同上, 28(1959), No.8, 525~530
- 11) 関口, 稲垣: “同上(第5報)”, 同上, 28(1959), No.11, 799~806
- 12) 関口, 稲垣: “同上(第6報)”, 同上, 28(1959), No.11, 807~814
- 13) 関口, 稲垣: “同上(第7報)”, 28 (1959), No. 12, 864~870
- 14) 関口, 稲垣, 佐藤: “高張力鋼溶接変質部の冷却状況と顕微鏡組織および硬度(第1報)”, 同上, 26(1957), No.12, 752~757
- 15) 関口, 稲垣, 佐藤: “同上(第2報)”, 同上, 27 (1958), No.2, 92~98
- 16) 関口, 稲垣, 佐藤: “同上(第3報)”, 同上, 27 (1958), No.2, 99~104
- 17) 関口, 稲垣: “同上(第4報)”, 同上, 27 (1958), No.11, 653~659
- 18) 関口, 稲垣, 宮田: “同上(第5報)”, 同上, 27 (1958), No.12, 730~736
- 19) 関口, 稲垣: “溶接用諸鋼材の冷却時間と脆性(第1報)”, 同上, 27 (1958), No.8, 457~460
- 20) 関口, 稲垣: “同上(第2報)”, 同上, 27 (1958), No.8, 461~465
- 21) 関口, 稲垣: “同上(第3報)”, 同上, 27 (1958), No.9, 526~530
- 22) 関口, 稲垣, 比企野: “同上(第4報)”, 溶接学会秋季学術講演会に発表(1959年10月)
- 23) 関口, 稲垣, 伊野宮: “同上(第5報)”, 同上
- 24) 関口, 稲垣, 伊野宮: “同上(第6報)”, 同上
- 25) 関口, 稲垣, 成田: “諸鋼材の冷却時間と溶接割れ”, 同上
- 26) 稲垣: “鋼材の溶接諸条件と冷却時間(第1報)”, 溶接学会誌, 27 (1958), No.12, 716~722
- 27) 稲垣: “同上(第2報)”, 同上, 28 (1959), No. 1, 25~31
- 28) 稲垣: “同上(第3報)”, 同上, 28(1959), No.1, 32~38
- 29) 稲垣: “同上(第4報)”, 同上, 28(1959), No.2, 97~102
- 30) 稲垣: “同上(第5報)”, 同上, 28(1959), No.2, 103~107
- 31) 稲垣: “同上(第6報)”, 同上, 28(1959), No.4, 236~243
- 32) 稲垣: “同上(第7報)”, 同上, 28(1959), No.4, 244~249

高 Mn 鋼の再加熱による炭化物析出*

(オーステナイト高 Mn 鋼の研究—I)

今井勇之進**・斎藤 利生***

On the Carbide Precipitation by Heating in Solution-Treated High-Manganese Steel.

(Study on austenitic high manganese steels—I)

Yunoshin Imai and Toshio Saito

Synopsis:

Carbide precipitations in isothermal and continuous heated Hadfield steel after solution-treatment were studied. Results obtained were as follows:

*. 昭和34年11月本会講演大会にて発表 ** 東北大学金属材料研究所, 工博

*** 防衛庁所属 東北大学金属材料研究所, 工博

1) Solution-treated steel precipitated primary carbide isothermally in accordance with an C-curve which has the nose at about $650\sim 700^{\circ}\text{C}$, and also precipitated secondary pearlitic constituent isothermally with an C-curve which has the nose at about 600°C

2) At the primary stage, carbide films were formed at austenitic grain boundary. In the low temperature range, carbide film formations were delayed markedly, and then, platelet carbide were formed along the cleavage plane of grains. In the high temperature range, carbide films changed to granular particles and gradually takes coherent shapes.

3) The nucleations of pearlitic constituents were most rapid at about 600°C , but growth velocities of pearlite has max. value at about 500°C .

4) Secondary precipitates, pearlitic constituents, were very fine lamellar pearlite, and lower temperature precipitates has finer lamellar than precipitates at higher temperature.

5) In continuous heating, steels precipitated boundary carbides, platelet carbides and pearlitic constituents at about $500\sim 600^{\circ}\text{C}$. It suggested that no pearlites were precipitated when heated at a velocity of above about $15^{\circ}\text{C}/\text{mn}$ and also no carbides were precipitated when heated at a velocity of above about $45^{\circ}\text{C}/\text{mn}$.

6) Mechanical properties were injured by heating at above about 350°C , since platelet carbide precipitations began at that temperature. Tensile strength lowered to minimum value at 750°C , since carbide films markedly grew at that temperature, and impact value, elongation and reduction fo area lowered to minimum value at pearlite precipitation range. Increased hardness were mainly affected by platelet carbide precipitations.

I. 結 言

Hadfield Mn 鋼はその特異な耐摩耗性および非磁性などの勝れた性質のため、きわめて広範囲に利用されているが、溶体化処理後の再加熱により結晶粒界に炭化物を析出するため、強度、靱性、ともにきわめていちじるしく低下することは周知のところである。したがって、爾後ふたたび溶体化処理をおこない得る場合を除いて、製造過程において約 260°C 以上に加熱することは厳禁されており、また高温での使用はいうまでもなく、あまり温度の上昇するような摩擦部位などの部品には応用が阻まれている。

一方、BÜHLER ら²⁾の残留応力測定結果によれば、溶体化処理状態においてはもつとも大きい引張応力が内部に存在することが知られており、大型鑄鋼品などの溶体化処理においてはきわめて大きい内部応力の存在することが確実であるが、低温の長時間加熱以外には炭化物析出のため stress release 処理をおこなうこともできない現状である。

この austenite 高 Mn 鋼の再加熱による炭化物析出については、古くは KRIVOBOK³⁾、村上、三神⁴⁾、その他^{5)~7)}の報告があり、また比較的新しい研究としては IRVINE & PICKERING⁸⁾、郡⁹⁾、SMITH¹⁰⁾、橋浦、渡部¹¹⁾、鈴木、高田、楠岡¹²⁾らの報告がある。本研究は高 Mn 鋼の再加熱による炭化物析出の様相ならびにこれにともなう諸現象、析出物の形態などを明らかにして高 Mn 鋼の利用に資するため、先ず standard の Hadfield 鋼

の溶体化処理後の恒温加熱および連続加熱について実験した結果を報告する。

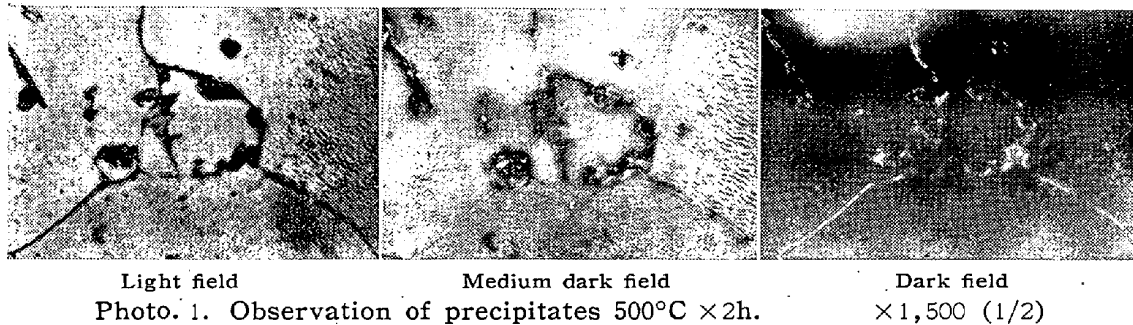
II. 実 験 方 法

供試材は高周波炉により 20 kg 鋼塊を溶製し、50 mm 角に鍛伸後 20 mm 丸棒に hot roll した。分析結果は C 1.20%, Si 0.24%, Mn 13.71% である。丸棒は爾後ふたたび鍛伸して 12 mm 角棒、10 mm 丸棒および 8 mm 丸棒とし、それぞれ Charpy 衝撃試験片、引張試験片および検鏡用試片、膨脹試験片などを作製した。引張試験片は平行部 $7\text{mm}\phi \times 35\text{mm}$ のものを用い、また衝撃試験片は高 Mn 鋼の吸収 energy が大きいため深さ 3 mm の U-notch として標準より有効断面積の小さいものを使つた。検鏡試片は $10\text{mm}\phi \times 3\text{mm}$ である。試料の溶体化処理は $1050^{\circ}\text{C} \times 1/2\text{h}$, W. Q. とし、加熱はすべて真空中でおこなつたが、短時間恒温加熱には鉛浴を使用した。

炭化物析出の判定は主として顕微鏡組織により、なお硬度計、示差膨脹計、高温顕微鏡、電子顕微鏡および簡単な磁石なども利用した。検鏡試料は特に脱炭および Mn の loss などの表面変化に充分注意を払い、表面を削取つてから研磨にかかつた。

高 Mn 鋼は加工硬化性がきわめて大きく、検鏡試料の研磨に際して表面に strain marking の薄層を生じ¹³⁾、carbide の粒内析出を見え憎くするのと et により tough な surface skin を生ずる傾向が どのため、この実験ではすべて電解研磨を採用した。電

解液は比重 1.61 の過塩素酸 185cc, 無水醋酸 765cc, 蒸留水 50cc の混液を用い, Al 板を陰極として一次電圧 75V, 電流密度 4~5 A/dm² で約 1 分間電解しきわめてよい結果が得られた. 試料はエメリー 0 まで研磨後ただちに上記の電解研磨を施すと, 析出のない状態では研磨面が得られるが, 粒界または粒内に析出物の存在する場合は地の austenite は電解研磨されるが析出物はそのまま残存し, 微細な析出物の形態も容易に確認することができる. また電解面を暗視野で検鏡すると Photo. 1 に示したごとく析出物が光つて見えるため, わずかな析出も確認できる便がある.



III. 実験結果および考察

1. 恒温加熱における析出

高 Mn 鋼の再加熱の影響については前述のごとく多くの報告があるが, 析出の温度範囲などについては統一されていないように見受けられる. 比較的新しい研究では再加熱による析出を時間について plot すると C-曲線を形成することが報告されている. すなわち IRVINE & PICKERING⁹⁾ は約 700°C に nose を有する C-曲線を得ており, その後 SMITH¹⁰⁾ は注意深い実験により更に詳しい C-曲線を報告している.

著者らの測定した C-曲線は Fig. 1 に示した. すなわち 300~900°C の広い温度範囲にわたって Carbide の析出が認められ, 650~700°C の範囲がもつとも析出

が早い. C-曲線の nose の両端では保持時間の増加にしたがつて析出温度区間も広くなるが, 保持時間が 1 h 以上になると析出温度区間の増加はきわめてわずかに過ぎなくなる. また pearlitic constituent (あるいは nodular pearlite, 以下 P. C. とよぶ) の粒界析出線は, 約 600°C を頂点として上下にほぼ直線状に開いて広がっており, 保持時間の増加にしたがい析出温度範囲は漸次増大する. C-曲線の下側は 100 h までしか測定してないが, さらに長時間の場合は P. C. 析出線の傾斜が次第に緩るやかとなり, 遂には carbide 析出線と同様に時間軸に平行となるものと予想される. carbide 析

出線の上部は平衡状態において Acm 線に一致しなければならないが, 恒温加熱により平衡に達するにはきわめて長時間を要することが推察される. Acm 温度は後述する膨脹測定の結果から 925°C とした. また P. C. 析出線の上側は保持時間の増加に無関係に水平となつてゐる. PC の析出 range は α の磁性のため簡単な磁石で容易に測定出来るが, 析出線の上縁の平衡温度は 650°C 付近と推定される.

Fig. 1 の結果から, 約 300~380°C の低温度 range および約 650°C 以上の高温度 range では析出物は carbide だけであるが, 約 380~650°C の広い温度範囲においては, まづ粒界えの carbide の析出が優先して起り, 引続き時間が長くなると P. C. が析出することが判る. 著者らの C-曲線を Smith の測定結果¹⁰⁾ と

比べると, carbide 析出線はおおむね一致しているが, PC 析出線の上部は著者らの測定が低温度側に下つてゐる.

2. 析出物の形態

前述の C-曲線により全温度域にわたつて carbide の析出が先立ち, 引続いて P. C. 析出 range 内では P. C. の析出が現われることがわかつたが, これら carbide および P. C. の析出 range 内においても各保持温度により析出物の形態には相異がある. carbide 析出の初

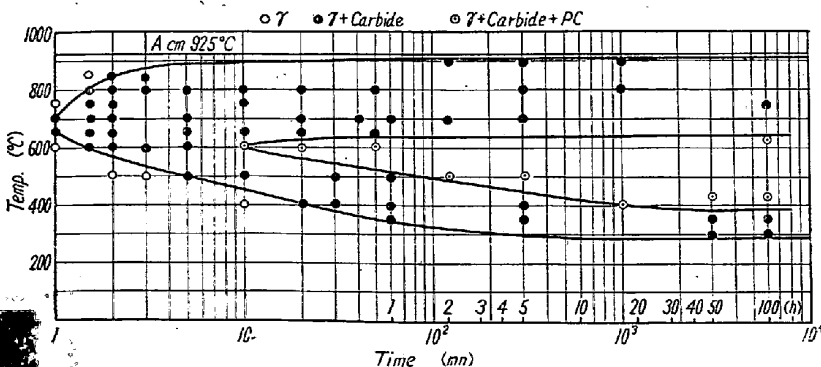


Fig. 1. Isothermal precipitation diagram for a standard Hadfield steel after solution treatment.

期の形態が austenite 粒界における carbide film の形成であることは、低温度域を除いて一致した様相を示している。400°C 以下の低温域では carbide film の形成速度がきわめて遅く、長時間の加熱によつても carbide film の成長はわずかに過ぎないが、同時に粒界から結晶の劈開面に沿う針状析出が始まり、漸次数を増すとともに粒内にも針状析出が現出する。

これに反して、500°C 以上では carbide film の形成はきわめて早く、さらに 650°C 以上では carbide film の形成に引続き粒界における carbide の粒状化が起る。800°C 付近では粒界の粒状化からさらに連点状に分離し始め、引続き次第に粒状 carbide の成長と凝集とが認められる。析出 carbide 粒状化の傾向は、C の拡散のいちじるしい高温域ほど時間的に早く、700°C で 20mn, 750°C で 10mn, 800°C で 5mn, 850°C では 2mn で粒界の粒状化が認められるが、600°C 以下では P. C. の析出が早いいため、carbide film が粒状化まで成長しないうちに粒界は P. C. で蔽われてしまう。

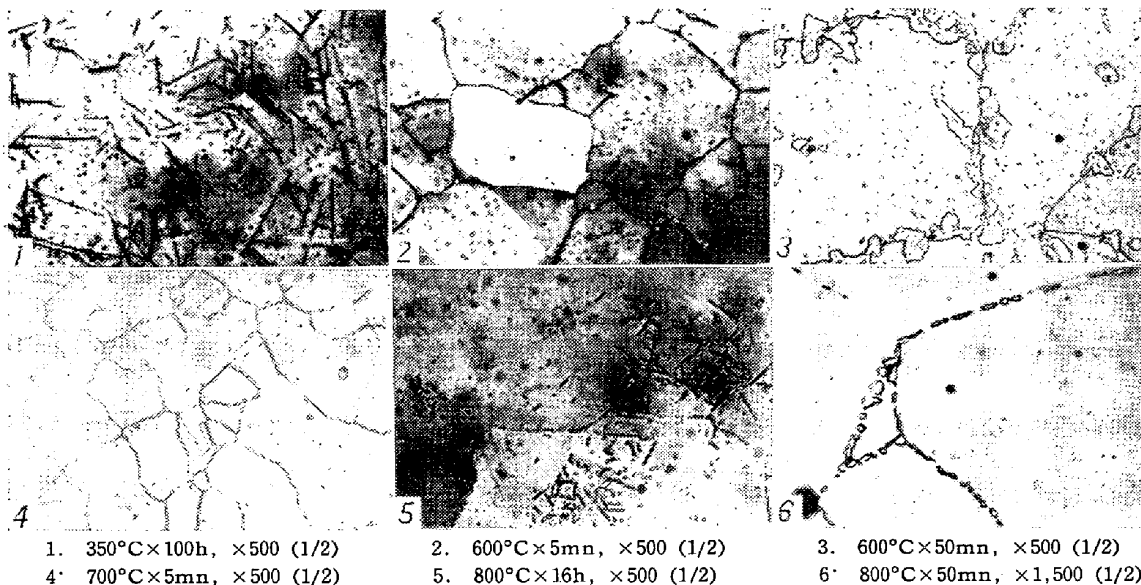


Photo. 2. Representative optical microstructures for some carbide-precipitated specimens.

また粒内析出は、粒界からの劈開面に沿う針状析出あるいは粒内に現われる針状析出などの形態が見られるが、一般に粒界析出が相当進行した後には現われ始め、P. C. 析出線の直前位から後にかけて現出が認められる。しかし 400°C 以下の低温域では析出の当初から針状析出物が現われることは既述のとおりであり、また 800°C 付近の高温域では現出する針状析出物も短小でありかつ粒状化の傾向が見られる。

P. C. の析出は Fig. 1 の P. C. 析出線において粒界に P. C. の核を生じ、次第に成長して nodular な形態をとる。P. C. の成長は析出の初期においては粒界に

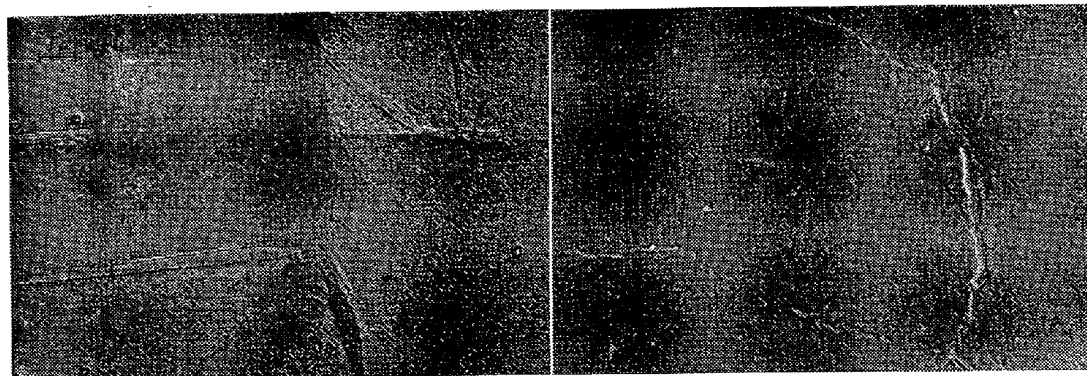
生じた核から結晶粒のいずれか 1 側に広がってゆくが、成長が進むと他の粒内にも広がり粒界にまたがつて存在するものも現われる。また粒界のみならず結晶粒内にも現出するが、これらは試料内部の粒界から成長してきたもの、あるいは非金属介在物の周囲に核を生じて成長したものである。以上説明した析出物の形態の代表的なものについて光学顕微鏡写真を Photo. 2 に示した。

低温度域で現われる針状 carbide の電子顕微鏡による形態は Photo. 3 のごとくで、結晶粒界から劈開面に沿って伸びた線が多数認められる。すなわち当初 carbide は劈開面に沿って薄い板状に析出し、次第にその厚さを増して成長するものと考えられ、針状というよりむしろ板状と称するのが妥当である。Photo. 4 は高温域で析出した grain boundary carbide の形態である。特に変化はなく均一な表面をもつた carbide である。Photo. 5 は 600°C 析出の P. C., Photo. 6 は 500°C 析出の P. C. で、いずれも電子顕微鏡によつたものである。両者を比較すると 600°C 析出 P. C. は

lamellar が粗く、500°C 析出 P. C. の方がきわめて細かい lamellar を有することがわかる。写真に見るように lamellar の間隔はかなり粗い場所もまじっているが、大体綺麗に揃っている場所で測ると 600°C P. C. が 0.08~0.1 μ , 500°C P. C. が 0.02~0.05 μ 程度

の細い間隔の lamellar pearlite であることが知られる。析出温度が低いほど析出する P. C. の lamellar は細くなるものであろう。P. C. の核生成当初においては電子顕微鏡によつても lamellar の形態は認めることはできない。P. C. の電子顕微鏡組織については KOHN らの報告もある。Mn 鋼における carbide は従来の報告では M_3C 型だけとされており、P. C. の構成は Mn を飽和した $(Fe, Mn)_3C + \alpha$ で、この α は後述のごとく Mn を固溶したものと見做される。この析出炭化物の詳細についてはなお研究の途上にある。

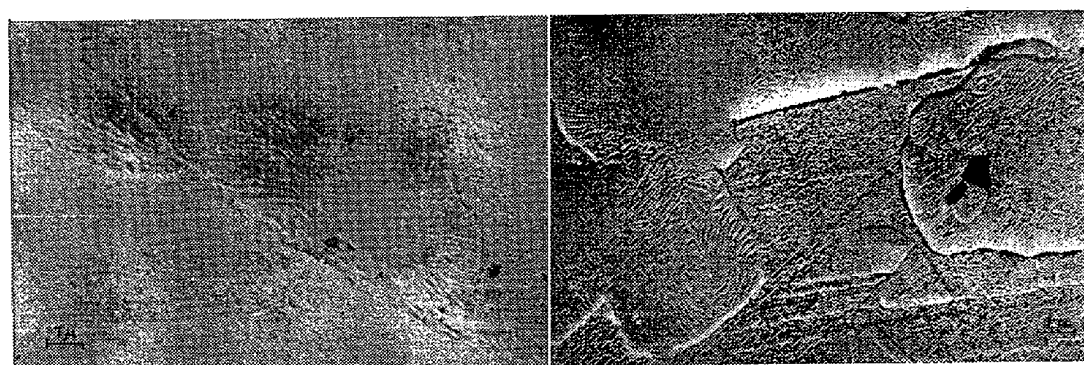
P. C. の析出における核生成は Fig. 1 の析出線図に



×10,000 (1/3)

×10,000 (1/3)

Photo. 3. Platelet carbide, 350°C × 100h. Photo. 4. Grain boundary carbide, 800°C × 5mn.



×10,000 (1/3)

×10,000 (1/3)

Photo. 5. Pearlitic constituent precipitates at grain boundary, 600°C × 50mn. Photo. 6. Pearlitic constituent and ϵ , 500°C × 100h.

見られるごとく約 600°C でもつとも速いが、爾後の P. C. の成長はこれより温度の低いほど成長速度が大きく、約 500°C 付近でもつとも大きい速度となるものと推定される。これは P. C. 析出 range 内の各温度で同一時間保持した試料について P. C. 析出面積比を調べれば明らかである。IRVINE ら²⁾は P. C. 面積比の同じ点をつないだ同一面積比曲線が、Fig. 1 の P. C. 析出線から次第に右下方に移動することを示している。

P. C. 析出 range 内の成長速度の大きい温度に長時間保持すると、P. C. は次第に成長して面積比の大部分を占めるようになる。同時に matrix の γ は多量の carbide の析出により C, Mn 濃度が減少するため次第に不安定となり、その結果爾後の水冷により ($\gamma \rightarrow \alpha'$) と ($\gamma \rightarrow \epsilon$) との2つの変態が現われる。 α' は b, c, c の martensite であり、 ϵ は h, c, p で ($\gamma \rightarrow \epsilon$) 変態が martensitic であるから、2つの martensite product が生ずることとなる。これらの現象から P. C. 析出の range 以下の温度における平衡組成は ($\alpha + \text{carbide}$) であることがわかるが、約 500°C の P. C. 成長速度のもつとも速い温度においても ($\alpha + \text{carbide}$) の平衡組

成に達するにはきわめて長時間 (5 年以上と推定) を必要とする。これらの詳細は稿を改めて報告することとする。

3. 連続加熱における析出

Fig. 1 の恒温析出線図から Carbide の析出が時間的にきわめて早く、鋼材の加熱に際して昇温間に Carbide の析出を免れることはできないことが予想される。一方本鋼は熱伝導が悪いため、加熱に際しては一般鋼材に比べて特別な考慮を必要とする。したがってつぎに連続加熱間における析出について調べることとした。すなわち

溶体化処理後の試験片

を示差膨脹計により各種の加熱速度で 1050°C まで等速加熱し、その間に生ずる膨脹曲線の変化点を測定し、同時に、加熱中の各温度から水冷して組織を固定した試料の検鏡と硬度測定の結果を参考として膨脹曲線における変化の原因を確めた。

各加熱速度に対する示差膨脹曲線は Fig. 2 のごとくである。加熱速度のもつとも遅い 2°C/mn の曲線において、膨脹、収縮の各変化がもつとも明瞭に現われている。この曲線の変化点を基準として調べると、先ず 300°C に収縮として現われている析点がある。この変化は加熱速度が大となるにしたがつて次第に小さくなるが、存在は明瞭に認められ、また温度も 300°C に一定している。2°C/mn の曲線ではきわめて明瞭な収縮を示しているのになんかの析出との予想もされるが、加熱間 350°C から水冷した試料の組織は溶体化処理状態と比べて変化がなく、また硬度の増減もない。別に 2°C/mn で加熱して、300°C の析点を過ぎた後 400°C から冷却しても析点は現われず、爾後再加熱しても最早析点は再現しない。この 300°C の収縮の原因についてここで断定することはできないが、析出などの変化ではなく matrix

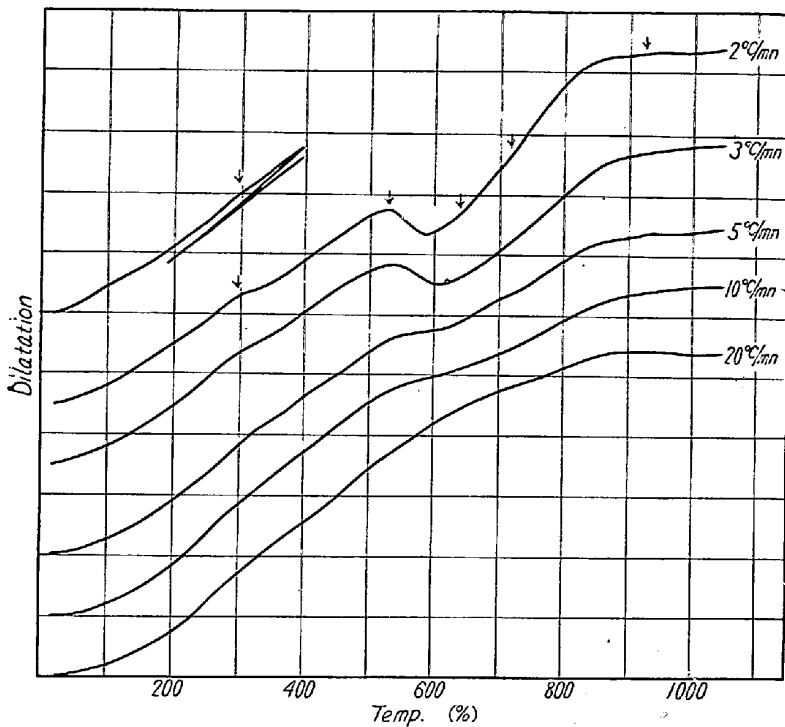


Fig. 2. Thermal dilatation curves in various heating velocities.

におけるなんらかの変化と推察される。

ついで、500°C から始まって約 600°C で終る大きい収縮があり、加熱速度が速くなると次第に収縮量は小さくなるとともに高温側に移行し、10°C/mn ではほとんど現われなくなる。この収縮は粒界の Carbide および板状 carbide の析出によるものであるが、粒界 carbide 析出はその収縮はわずかに過ぎず、主として板状 carbide の析出が大きな谷として現われる。

続いて 640°C 付近にわずかに現われている収縮があり、これは著者らの他の実験結果¹⁵⁾により P. C. として析出した α が γ に変態して matrix に溶け込むと考えるのが妥当である。P. C. を多量に析出した試料の加熱において、この温度付近に収縮を生ずることおよび磁気試験においてこの温度付近で非磁性となることなどがその証拠となる。顕微鏡的には既述のごとく P. C. はきわめて微細な lamellar のためもちろん確認できない。ここで P. C. として析出している α が Mn を過飽和に固溶した α であると考えれば、Fe-Mn 系における $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が Mn 量の増加によりいちじるしく低温側に移行することから不合理なく説明される。

carbide の析出は約 925°C までの広い範囲にわたって生ずるが、720°C 以後は γ に溶込み始めるため膨張となり、Acm 線以上ではほぼ溶込みを終る。加熱速度の遅いほど析出量が多く、したが

って溶込量も多いため、曲線の収縮、膨張が加熱速度の大きい場合に比べていちじるしく現われるのは当然である。

以上の膨張曲線から、時間と各変化点との関係を plot すると Fig. 3 のごとくなる。すなわち 300°C における変化は加熱速度に無関係に直線状となつていますが、carbide 析出は加熱速度の増加にしたがつて高温側に彎曲しており、加熱速度が約 45°C/mn 以上の場合は carbide 析出範囲を横切らず、昇温間における carbide の析出は現われないことが予想される。また P. C. 析出も加熱速度の増加にしたがつてわずかに高温側に曲り、約 15°C/mn 以上の場合 P. C. の析出は見られないものと思われる。 $\alpha \rightarrow \gamma$ の変態線は加熱速度に関係なく直線状である。

4. 高温顕微鏡による析出の観察

前項の加熱間の carbide および P. C. の析出を連続的に観察するため、溶体化処理した 10 mm ϕ $\times$ 5mm の試料を高温顕微鏡で 3°C/mn の速度で加熱して各析出の過程を調べた。この実験は数回おこなつたが、真空中では析出温度が他の data と一致せず、アルゴンを流して漸く析出温度の一致はみたがなお満足すべき結果は得られていないので、ここでは簡単に析出の順序だけを報告するに止める。

観察した一連の組織のうち主要なものを揚げると Photo. 7 のごとくである。加熱温度の上昇とともに γ の粒界が次第に見えるようになり、同時に (C) のごとく結晶粒に無関係な粒内析出が見られる。 γ の粒界が肉眼で認められるのはこの場合は加熱による各結晶粒の熱膨張の異方性にもとづくもので、写真 (D), (E) のごとく光源をわずかに傾斜すると各結晶粒の表面が relief をなしている状態がよくわかる。この段階では粒界の

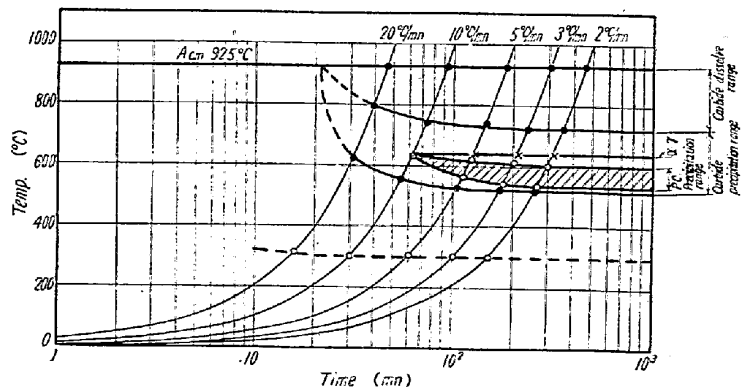


Fig. 3. Continuous heating precipitation diagram for solution-treated steel.

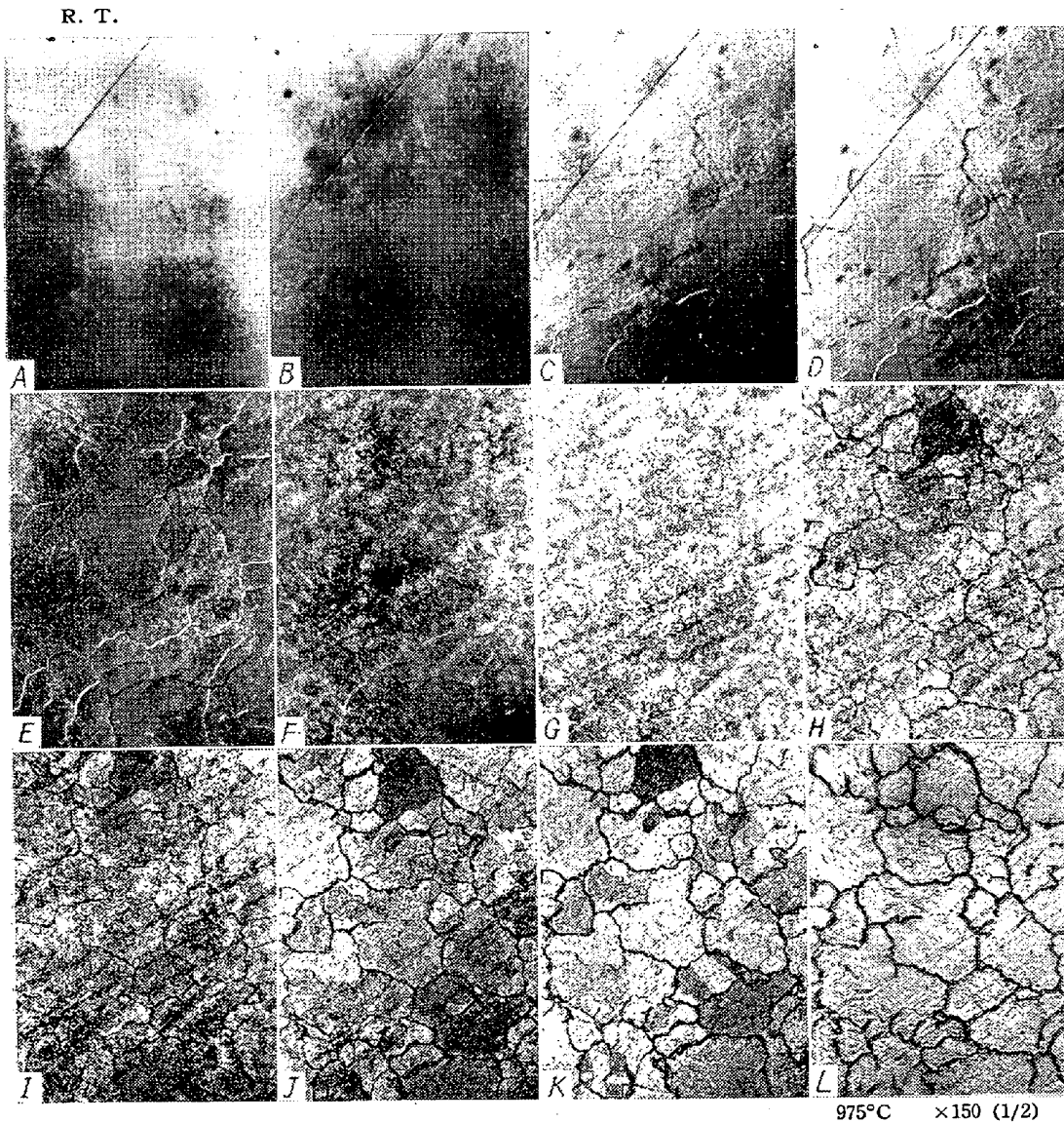


Photo. 7. Microstructure changes at high temperature for solution-treated specimens.

carbide は未だ現われていないが、光源を真直にすると (F) のごとく結晶粒に関係のない微粒の析出がいちじるしいことが認められる。この変化は約 300°C 付近から始まることが確認されたが、前述の 300°C における収縮がこの変化によるものか否かは断定できない。この組織変化は濃淡の模様となつて現われ、また dendrite 模様と関係があるように見える場合もある。鋼中の Mn は

dendrite の一次晶中で偏析していることが報告されており¹⁶⁾¹⁷⁾、また Hadfield 鋼中における Mn の micro 偏析の存在についても報告されているが¹⁸⁾、あるいはこの微粒子の析出現象が Mn の micro 偏析と関係があるかとも思われる。

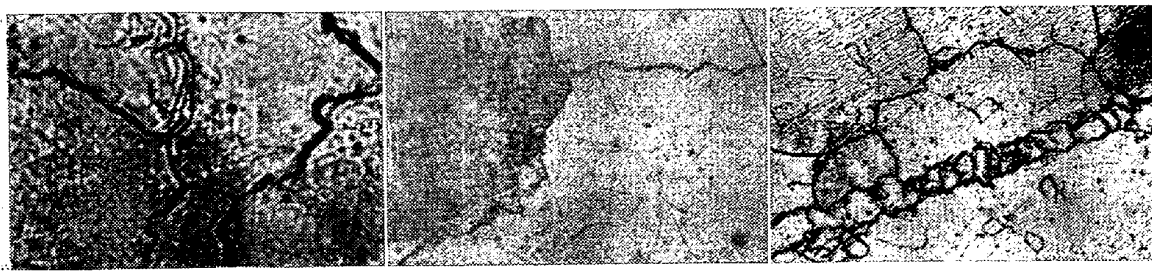
微粒子の濃淡の析出に引続いて γ の粒界に carbide 析出が始まり (G)、引続き P. C. の析出が見られる (H)。さらに温度の上昇とともにふたたび粒内析出が増加するとともに P. C. の溶込みが始まる (I)、粒内析出は結晶粒ごとに整理されて濃淡に色付いた結晶粒となり、双曲などが見易くなつてくる (J)(K)。さらに粒内の析出物も次第に溶込み、全面均一な γ 組織となる (L)。

P. C. の溶込みのあとには粒界の migration が

起つており、当初の γ の直線的な粒界は P. C. 溶込後は曲りくねつた粒界に変つている。Photo. 8 は粒界の migration の例および表面引掻傷における再結晶の例と示した。

以上が加熱間における析出の過程であるが、carbide の析出に先立つて必ず結晶粒に無関係な微粒子の析出とみられる変化が現われることは数回の実験結果でも一致

している。この変化は水冷した試料には見られず、高温状態でのみ直接観察し得るものである。



Grain boundary migration

Recrystallization at surface scratch.
x500 (1/2)

Photo. 8. Some microstructural changes by reheating.

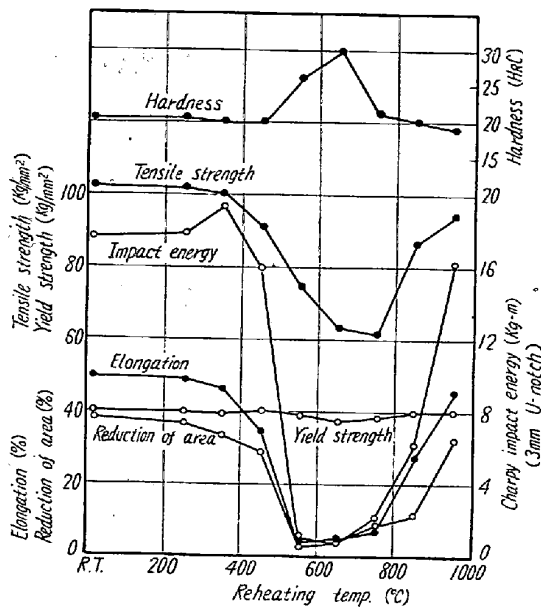


Fig. 4. Effect of reheating temperature on mechanical properties of solution-treated steel.

5. 機械的性質におよぼす析出の影響

溶体化処理後 250~950°C の各温度に 1 h 加熱水冷して、抗張性質、衝撃値、硬度などを測定した結果は Fig. 4 に示した。抗張力は粒界から劈開面に沿って板状 carbide が析出し始める 350°C 付近から次第に低下し始め、粒界に carbide film がもつとも発達している 750°C で最低値をとる。以後急激に回復するが 950°C でもなお溶体化処理状態におよばない。降伏点は全温度を通じてほとんど変化はないが、伸び、絞り抗張力とおおむね同様に carbide 析出域でいちじるしく低下する。ただし伸び、絞りは P. C. 析出域の 550°C 付近で最低値をとる、抗張力の場合とわずかに異なる。また衝撃値も析出域で最低値をとる、きわめて大きい谷を形成している。これに反して硬度は 650°C で最高値をとっており、P. C. よりもむしろ板状 carbide が主として硬化に関係していることがわかる。

IV. 要 約

Austenite 高 Mn 鋼の溶体化処理後の再加熱による carbide 析出について研究するため、先ず standard の Hadfield 鋼について恒温加熱および連続加熱間における carbide の析出および析出物の形態について実験し、以下の結果を得た。

1. 溶体化処理後の恒温加熱における carbide の析出は、650~700°C 付近を頂点とする C-曲線として現われ、P. C. の析出は約 600°C を頂点とする同じく C-曲線で現われる。

2. 析出物の形態は、析出の初期は austenite 粒界

における carbide film の形成であるが、低温域では carbide film の形成が遅く、粒界から結晶の劈開面に沿う針状析出を生ずる。高温域では carbide film の形成に引続き、粒界における carbide film の粒状化、粒状 carbide の成長と凝集が順次になる。

3. P. C. の核生成は約 600°C でもつとも早い；以後の P. C. の成長はさらに温度の低いほどいちじるしく、500°C 付近で最大の成長速度を有するものとみられる。

4. 析出した P. C. は高倍率で識別し得る微細な lamellar pearlite 状の形態をとり、低温度で析出する P. C. ほど lamellae の間隔が小さい。

5. 加熱間における析出は、加熱速度の速いほど析出温度が高温側に移行しかつ析出量も少なくなる。約 15°C/mn の加熱では P. C. は現われず、また約 45°C/mn 以上の速度では carbide の析出も避け得ることが推定される。

6. 機械的性質は板状 carbide の析出し始める 350°C 付近から低下し始め、抗張力は carbide film のもつとも成長し易い 750°C 付近で最低値をとる、また衝撃値、伸び、絞りは P. C. の析出域で最低値をとる。carbide 析出による硬度増加は主として板状 carbide が影響している。

終りに熱心に実験に協力して頂いた中沢厳君に深く感謝の意を表す。(昭和34年12月寄稿)

文 献

- 1) H. S. AVERY & M. J. DAY: Metals Hand Book, ASM (1948), 526
- 2) H. BÜHLER u. E. HERRMAN: Arch. Eisenhüttenw 27 (1956), 269
- 3) V. N. KRIVOBOK: Trans. A.S.S.T. 15(1929), 893
- 4) 村上, 三神: 鉄と鋼, 17 (1931) 50;
" 金属の研究 7 (1930), 219
- 5) 村上, 初田: 金属の研究, 8 (1931), 132
- 6) E. C. BAIN, E. S. DAVENPORT & W. N. S. WARING: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng. 100 (1932), 228
- 7) 村上, 矢島: 金属の研究 10 (1933), 148
- 8) K. J. IRVINE & F. B. PICKERING: Iron and Steel 29 (1956), 135
- 9) 郡: 電気製鋼, 28 (1957), 6, 442
- 10) A. E. W. SMITH: J. Iron & Steel Inst. (U.K.) 186 (1957), 425
- 11) 橋浦, 渡部: 日本金属学会誌, 22(1958), 11, 557
- 12) 鈴木, 高田, 楠岡: 神戸製鋼, 9(1959), No. 2, 57
- 13) Z. NISHIYAMA: Science Report of RITU, 341 (1935), 128

- 14) A. KOHN, J. PLATEAU & G. POMPEY: Compt Rend, 242 (1956), 2, 256
- 15) 今井, 斎藤: 日本金属学会, 第45回講演大会講演
- 16) C. DE BEAULIEU & A. KOHN: Compt. Rend, 245 (1957), 1244
- 17) R. G. WARD: J. Iron & Steel Inst (U.K.) 188 (1958), 337
- 18) W. JOHNSON & M. ANDREWS: Iron & Steel, 31 (1958), 437

M252 の機械的性質におよぼす Ti, Al, C, Mo の影響*

(Ni 基耐熱合金に関する研究—VII)

長谷川太郎**・落合 治***

Effect of Ti, Al, C and Mo on Mechanical Properties of M252.

(Studies on nickel-base heat-resisting alloys—VII)

Taro Hasegawa and Osamu Ochiai

Synopsis:

Effects of Ti, Al, C and Mo contents on stress-rupture properties of alloy M252 were investigated.

There seemed to be a peak stress-rupture life at 1.2% Al when Ti was 3.1%, and stress-rupture life was decreased in the case of specimens containing over 1.2% Al. Ti+Al atm. %=6.5 gave the peak of stress-rupture and creep ductility.

Effect of Ti and Al on stress-rupture characteristics was clear in the case of heat treatment B (1065°C×8h W.Q., 800°C×2.5h A.C. and 700°C×18h A.C.) but it was not clear in the case of heat treatment G (1065°C×8h. A.C., 760°C×15h. A.C.).

Carbon did not affect the short-time stress-rupture test, but it did so in the long time stress rupture test, and stress rupture life was decreased by the increase of carbon. Hardness after heat treatment was increased by carbon and nitrogen, but it seemed that overaging at high temperature was promoted by them and the decrease of long time stress rupture life was affected by overaging.

Ultimate strength of short-time tensile test between room temperature and 750°C, and stress-rupture strength less than 500 hours of the alloy containing 11% Mo was higher than those of the alloy containing 10% Mo. But strength was not increased by increasing Mo content up to 15%, although these values were higher than the alloy containing 10% Mo. The effect of Mo on increasing strength of alloy was not clear in the case of testing temperature of 816 and 850°C.

There was no embrittling effect by increasing Mo content in these test. But the net work which precipitates at grain boundaries was increased by heating 11% Mo alloy for 1000 hours at 850°C, and it lowered Charpy's impact value.

The resistance to oxidation in the air below 900°C was good enough, and it was not affected by increasing the Mo content.

I. 緒 言

耐熱合金 M252 は Ni-Cr-Co 系合金に Ti, Al を添加した点では nimonic 合金と類似しているが, C 含有量がやや高く Mo を多量に含んでいる点が特徴といえよう. 本報では nimonic 80A について第Ⅶ報でのごとく Ti, Al 含有量, さらに C 量の機械的性質におよぼす影響についてのべ, また標準成分より以上の Mo を含有した場合の効果についてのべたい.

II. 供 試 材

Ti, Al 含有量の影響をしらべる試料としては熔解条件を一定にするため真空熔解した M252 素材を原料として 50% 配合し, 3kg 高周波熔解炉にて Ti 3.58~2.55

* 昭和33年10月および昭和34年4月本会講演大会にて発表

** 住友金属工業株式会社車輛鑄鍛事業部, 工博

*** 住友金属工業株式会社車輛鑄鍛事業部