

IV. 結 言

筆者らが考案した繰返し加熱冷却試験装置を用いて、分塊ロールに多く用いられている Cr-Mo 鋼のファイア・クラック特性を試験した。

その結果を要約すれば、

1) いろいろの C 含有量、組織および硬さを有する Cr-Mo 鋼について試験した結果、最高加熱温度 600 °C、繰返回数 1000 回とした場合の、もつとも深いクラックの深さ h_{\max} (mm) と材料の室温における U ノッチシャルピー衝撃値 ρ_{cu} (kg-m/cm²) の間に、次式の関係が求められた。

$$3 \cdot 63 \times h_{\max}^{-1.21} = \rho_{cu}$$

2) 硬さとクラック深さの関係は、C 含有量によつて異なり、C 含有量の低い方がクラックが浅い。

3) 焼準後、いろいろの温度に焼鈍した材料のクラック深さを比較すると、もつとも靱性に富んだ完全球状化組織のもののクラックがもつとも浅く、良い特性を示す。また初析セメンタイトの多い組織のものの特性は劣る。

4) 鍛伸によつて、縦方向のファイア・クラック特性は改善されるが、横方向特性は低い鍛造比でもつとも良

く、鍛造比を過大にすると反つて劣化する。顕微鏡観察によれば、鋼のポロシテイはクラックの発生源となり、また横方向試験片では結晶偏析に沿つてクラックが進む。

5) これらの試験材の熱疲労強度は靱性によつても比較することができる。

終りに、本研究の発表を許可された株式会社日本製鋼所に感謝し、多くの指導を賜わつた北海道大学萩原巖教授と、日本製鋼所室蘭製作所研究所長下田秀夫博士に深く御礼申上げる。またこの研究にいろいろの便宜と助言を賜わつた日本製鋼所室蘭製作所の諸氏、とくに熊田有宏、堀内三男および中川義一の三君の協力に感謝する。

(昭和 36 年 2 月寄稿)

文 献

- 1) 渡辺: 日本製鋼技報, 5 (1960), p. 369~378
- 2) 下田, 渡辺: 鉄と鋼, 43 (1957) 9, p. 996
- 3) 渡辺: 日本製鋼技報, 6 (1961), p. 463~472
- 4) 渡辺: 鉄と鋼, 44 (1958) 3, p. 381
- 5) L. F. COFFIN, JR. and J. F. TAVERNELLI: Trans. Amer. Soc. METALS, 51 (1959), p. 438~453
- 6) J. WATANABE: Proc. 4th Jap. Cong. Test. Mat. (近刊) に掲載予定

高 Mn 鋼の炭化物析出におよぼす Ni, Cu 添加の影響*

(オーステナイト高 Mn 鋼の研究—III)

今井 勇之進**・斎藤 利生***

Effect of Ni and Cu Addition on Carbide Precipitation in Hadfield Steel.

(Study on austenitic high-manganese steels—III)

Yūnoshin IMAI and Toshio SAITŌ

Synopsis:

Some Hadfield steels added with 3% Ni and 3% Cu were studied mainly by micrography on isothermal carbide precipitation after solution treatment. By addition of 3% Ni, both carbide precipitation and pearlitic constituent precipitation in Hadfield steels were retarded and these precipitation temperature ranges were limited in a narrow range than those of the standard steel.

Growth rate of pearlitic constituents in steels was decreased remarkably by addition of 3% Ni. On the other hand, by addition of 3% Cu, pearlitic constituent precipitation in steels was only slightly retarded, but grain boundary carbide precipitation was accelerated at above about 650°C. Strength of steels after solution treatment was decreased slightly by addition of these elements, but toughness, especially elongation of steels was increased. As the content of carbon in Hadfield steels was lowered, both grain-boundary carbide precipitation

* 昭和35年4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派遣中 工博

and pearlitic-constituent precipitation were gradually decreased.

High-Mn steel containing 0.65% C, cooled slowly after solution treatment, had nearly perfect austenitic structure and the strength of these steels was slightly impaired but the toughness was remarkably increased as compared with that of a standard Hadfield steel.

I. 緒 言

Hadfield 鋼に対する Ni の添加は再加熱による脆化を少なくする効果が認められており、鑄鋼品または溶接棒として一部実用に供されている。溶体化処理状態における機械的性質におよぼす Ni の影響は強度はわずかに低下するが靱性を増加する^{1)~3)}。また Cu は Ni と同様に強度はわずかに低下せしめる一方靱性を改善する元素であるが²⁾、5% Cu になると鍛造不能となり靱性を害するとされている³⁾。本鋼における Ni の効果はオーステナイトを安定化して再加熱による炭化物の析出を阻止するためと予想されるが、これら鋼種について機械的性質以外に炭化物の析出を報告した例はみられない。

著者らは前報⁴⁾⁵⁾で標準 Hadfield 鋼の炭化物析出ならびに微量 V, Ti, Zr 添加の影響について報告し、これら元素がいずれも標準鋼に比べて再加熱による炭化物析出を促進することを明らかにした。本報ではオーステナイトを安定化する元素として Ni の影響ならびに Ni と同様の機械的性質への効果をもたらす Cu の影響を明らかにするため実験を行なった。同時にオーステナイトの安定化についてもつとも大きい貢献をする C 量の影響について標準鋼と比較した結果を報告する。

II. 実験試料および方法

供試材は高周波炉により小鋼塊を溶製し、熱間鍛伸、圧延により 10mm φ および 6mm φ の丸棒とした。熱間加工は Cu 添加鋼も異常はみられなかつた。これらの丸棒から 10mm φ × 3mm の検鏡試片および 5mm φ × 70mm の飽和磁気測定用試験片を作製した。各試料の分析結果は Table 1 に示した。すなわち供試材は標準 Hadfield 鋼の C 量低目の範囲を選び、C 0.9% 鋼に対するそれぞれ 3% Ni, Cu 添加ならびに C 0.6% 鋼に対する 3% Ni 添加の 5 鋼種を使用した。C 0.9% の

Table 1. Chemical composition of steels tested (%)

Specimen No.	C	Si	Mn	N	Added elements
H 1	0.90	0.50	12.44	0.013	—
H 2	0.96	0.59	13.91	0.020	Cu 3.02
H 3	0.92	0.52	13.18	0.012	Ni 3.16
L 1	0.65	0.48	14.87	0.040	—
L 3	0.59	0.45	13.74	0.039	Ni 2.79

H 3 は現在実用されている低炭素型 Ni-Mn 鋼の成分に該当する。

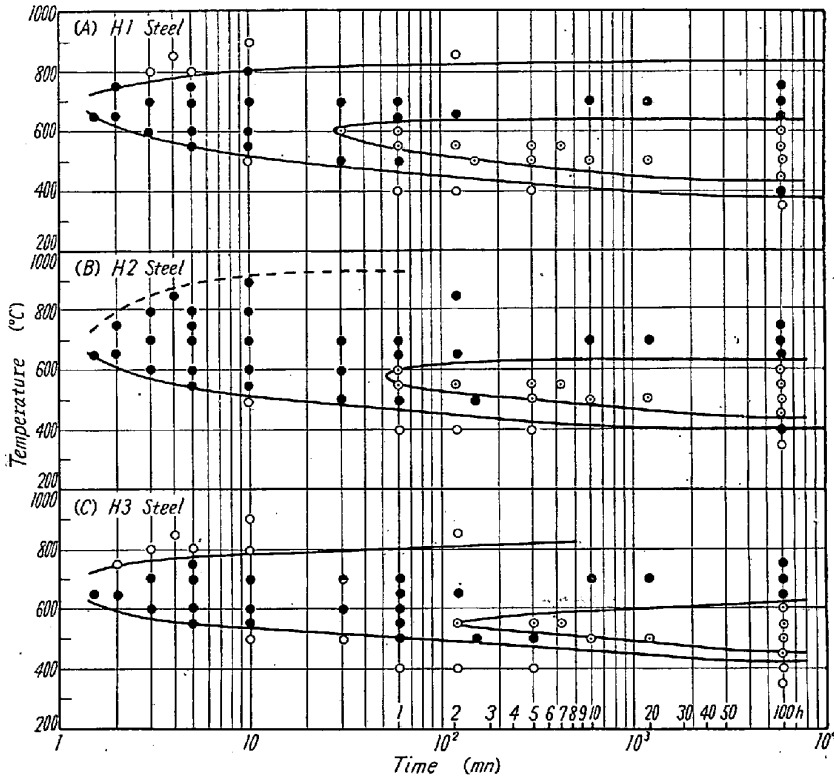
各試験片は 1050°C × 1/2 h 水冷の溶体化処理を施したのち 350~900°C の各温度に最高 100 h までの各時間恒温保持水冷した。炭化物の析出は前報⁴⁾と同様主として光学顕微鏡により判定し、その他硬度計、弾動磁力計などを利用した。検鏡は電解面について行なつたが、Cu を含有する H 2 試料の電解にさいして前回の電解条件では良好な電解面が得られなかつたため、一次電圧を 50V に低下して同一電流密度で約 20 s 電解することにより好結果を得ることができた。

III. 実験結果および考察

(1) 0.9% C 鋼の恒温析出におよぼす Ni, Cu の影響

本実験の基準材とした H 1 試料の恒温析出線図は Fig. 1 (A) に示した。既報の C 1.2%, Mn 13.71% の標準 Hadfield 鋼の C 曲線と比べると全般的な析出の形態は同様であるが、析出温度範囲が狭くなりかつ析出時間が遅くなつていくことが明瞭に認められる。粒界炭化物生成線は約 700°C を頂点とする C 曲線をなすが、鼻の先端における析出時間のおくれは標準鋼に比べてわずかにすぎない。また析出温度区間は約 380~830°C とやや狭い範囲に変化している。一方パーライト状生成物 (以下 PC とよぶ) の核生成線は鼻の先端がいちじるしく後退していると同時に、その温度区間も標準鋼の約 370~660°C に比べて 430~650°C と曲線の下側が高温側に上昇して狭い範囲に縮小されている。

Cu 添加試料 H 2 の C 曲線は Fig. 1 (B) に示した。Fig. 1 (A) と比較すると粒界炭化物生成線の鼻の位置はほぼ同様であり、また C 曲線の下側の位置も変化ないが上側線は高温側に広がっておりかつ炭化物の核生成が高温域で早くなつていくことが判る。これに反して PC 生成線は Cu 添加によりその位置がわずかにおくれるに過ぎない。PC の成長速度は後述する顕微鏡および磁気測定の結果によれば H 1 に比してわずかに遅いことが認められる。H 2 試料の C 量は H 1 に比べてやや高いが Mn 量も高目であるから炭化物析出傾向は両者大体同程度と見做される。したがって PC の成長が H 1 より遅いことは Cu 添加の効果によるものと考えてよい。また粒界炭化物析出線が高温側に移行しているのは C 量の差以上の効果であり Cu 添加の影響であることは明らか



○: γ , ●: γ +carbide, ◐: γ +carbide+pearlitic constituent

Fig. 1. Isothermal precipitation diagram for H 1, H 2 and H 3 steel after solution treatment.

である。

Ni 添加試料 H 3 の C 曲線は Fig. 1 (C) のごとくである。粒界炭化物析出線の鼻の位置は H 1, H 2 とほぼ同様であるが、C 曲線の下側線は長時間域で約 40°C 高温側に移動している。また上側線もわずかながら低温側に移行の傾向がうかがえる。とくに顕著な Ni の影響は PC 析出区間の縮小であつて、PC 析出線の鼻は 550°C × 2h で始めて核生成が認められ、また PC 析出範囲は H 1 の 430~650°C に対して 450~630°C と大巾に狭くなつている。Ni 添加により PC の核生成が遅滞されるとともにその後の PC の成長速度もいちじるしく遅くなり、500°C × 100h 保持後においても常温で ϵ 相の生成を認めるにいたらない。

2. 0.6% C 鋼の恒温析出におよぼす Ni の影響

L 1 試料の C 曲線は Fig. 2 (A) に示した。C% の低下により炭化物および PC の析出はともにいちじるしく遅くなることが判る。粒界炭化物析出線は 600°C × 1h を鼻として 400~730°C の温度範囲にあり、また PC 析出線は 575°C × 約 4h を鼻として 450~650°C の狭い範囲となる。

Ni を添加した L 3 試料では炭化物の析出はさらに少なくなる。Fig. 2 (B) に示したごとく粒界炭化物析出は 600°C × 1.5h 付近に鼻の位置が移動し析出区間は 430

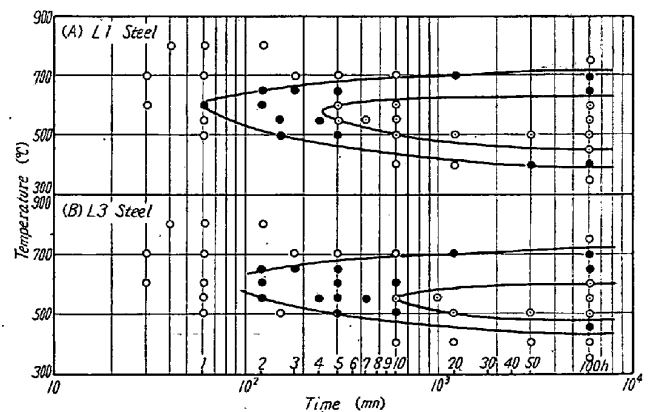
~730°C と L 1 よりわずかに狭くなる。PC 析出は鼻の位置が 550°C と低温側側に移動すると同時に時間的にも遅くなりかつ温度範囲は約 480~600°C のきわめて狭い区間に限定されて了う。

3. 高 Mn 鋼の恒温炭化物析出におよぼす C の影響

以上の測定による H 1 および L 1 試料の C 曲線を前報に報告した標準 Hadfield 鋼の C 曲線と比較して、恒温炭化物析出におよぼす C 量の影響を確かめると Fig. 3 のごとくなる。すなわち粒界炭化物析出線、PC 析出線の両者ともに C 量の低下にしたがつて鼻の位置はわずかながら低温側に下ると同時に長時間側に大きく移動し、C 曲線は全体として右下方に動いてくる。さらに析出温度区間も C 量の減少にしたがつて狭い範囲に縮小されてくる。粒界炭化物析出の上側線は長時間域において Acm 温度と一致するが、C 量による Acm 温度の変化はきわめて大きい。一方 PC 析出の上側線は同様に Ae 温度にあたるが、Ae

温度の C 量による変化はきわめてわずかに過ぎない。これらの結果は Fe-Mn-C 系の 13%Mn における断面平衡図⁶⁾と きわめてよく一致した関係が認められる。

Hadfield 鋼において C はオーステナイトの安定化と同時に強度を増加せしめる元素として重要な役割をもつ元素であるが、溶体化処理後の加熱間あるいは高温からの冷却間における炭化物析出に対しては C の増加は析出をいちじるしく促進する。したがつて大型部品の製造な



○: γ , ●: γ +carbide, ◐: γ +carbide+pearlitic constituent

Fig. 2. Isothermal precipitation diagram for L 1 and L 3 steel after solution treatment.

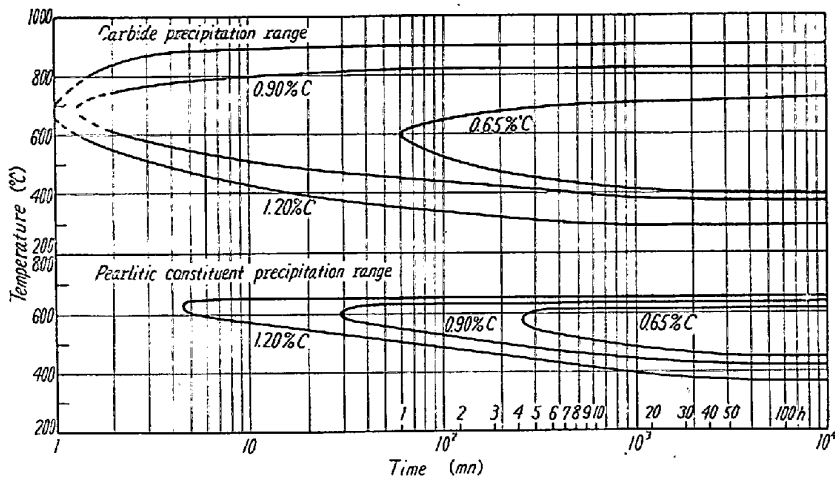


Fig. 3. Effect of C content on carbide and PC precipitation range of solution treated 13% Mn steel.

どにさいして炭化物析出を嫌う場合はC量の低下が有利であり, Ni を添加すればさらに取扱いやすくなることが判る. この場合後述のごとく材力とくに強度は若干犠

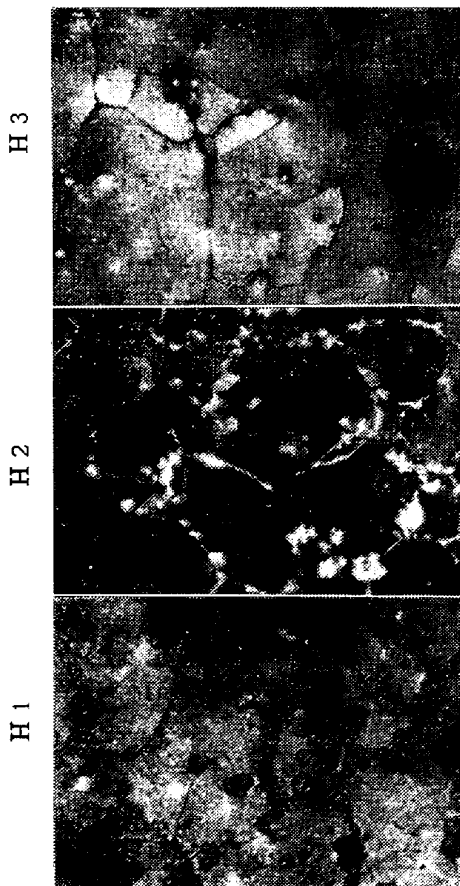


Photo. 1. Microstructure of steel heated isothermally for 100h at 450°C and quenched in water. Electropolished surface.

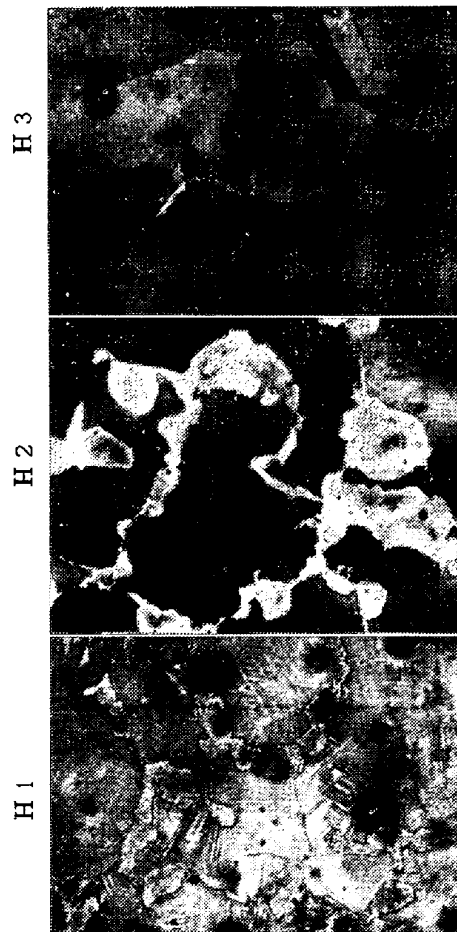


Photo. 2. Microstructure of steels heated isothermally for 100h at 600°C and quenched in water. Electropolished surface.

牲にしなければならない.

4. 析出物の形態

析出炭化物の顕微鏡的形態は標準鋼と根本的な相異はなく, 結晶粒界における炭化物膜の形成に始まり, 成長, 粒状化, 凝集と同じ経過をたどる. わずかに特異な点としては低温度域に長時間保持した後も板状析出物がみられなかつたこと, ならびに700~750°C 付近における粒界炭化物の粒状化, 凝集がいちじるしいことなどが挙げられる. これらはいずれも標準鋼よりC%が低いいため析出物の量が少ないことによるものと思われる.

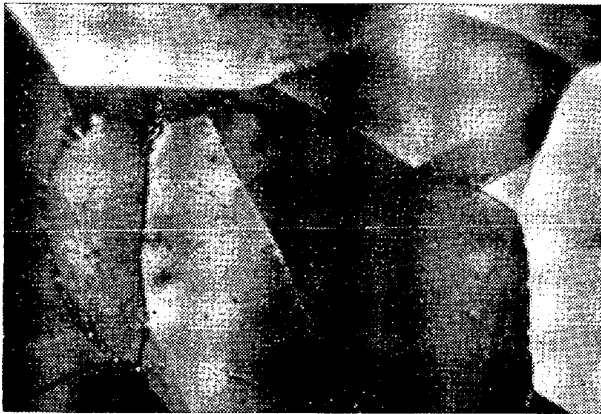
Photo. 1 は 450°C × 100h 保持試料の組織を示した. H 1 は粒界炭化物およびPCの析出量もかなり多く, 地のγがPC析出物の近傍で部分的にεに変態しているのが認められる. Cu 添加のH 2 はH 1 に

比べてPC量はわずかに少ない. また Ni 添加のH 3 は他の試料に比べてPC量はきわめて少なく100h 保持で丁度PC核生成の段階にある.

Photo. 2 は 600°C × 100h 保持試料の組織で, H 1 の地のγは大部分冷却時εに変態している. またH 2 には massive なPCが現われておりH 1 との比較ではPC量は却つて多くなつている. この結果は磁気測定の結果とも一致しており, 600°C 以上の温度では Cu 添加はわずかにPC析出を促進することが判る. Ni 添加のH 3 はPC析出量はきわめてわずかに過ぎない.

0.6% C 試料の組織も以上とほぼ同様で析出物の成長がもつともいちじるしい温度に長時間保持した場合はPC析出量は多く地はほとんどεとなつている. この場合も Ni 添加のL 3 はPC量はきわめて少なく明瞭な Ni の効果がみられる.

以上の顕微鏡写真において Cu 添加のH 2 試料はいずれも地の着色が濃くなる特色が見られた. 既述のごとくH 2 試料は電解にさいしてとくに条件を変えて行なつたものである



×1600 (3/5)

Photo. 3. Microstructure of 3% Cu added steels heated isothermally for 4mn at 850°C and quenched in water. Grain boundary carbides and intergranular precipitates. Electropolished surface.

が、この地の着色は常に現われた。Photo. 3 は H 2 試料の 850°C × 4mn 保持後の組織である。Fig. 1~3 により 850°C では H 2 のみが炭化物を析出し、H 1, H 3 試料はまったく炭化物析出域外にあることは明瞭である。Photo. 3 によれば H 2 試料は結晶粒界の粒状化した炭化物以外に結晶粒内にも細かい析出物の存在することが認められる。これらの粒内析出物が何であるかはさらに検討を要するが、Cu の添加が 600°C 以上の恒温加熱における粒界炭化物析出を促進することは、これらの粒内析出物の析出歪が原因ではないかと考えられる。Fe-Cu 合金あるいは析出硬化型ステンレス鋼においても Cu は析出硬化を促進する元素として知られているが、高 Mn 鋼においてもこれらの場合と同じ Cu の効果が現われたものと見做される。

5. 飽和磁気および硬度における析出の影響

溶体化処理後の各試料を 350~750°C の各温度に 100 h 保持水冷したのち、弾動磁力計により約 1300 エルステッドの磁場中で飽和磁気強度を測定した。Fig. 4 (A) および (B) はその測定結果を硬度測定の結果とともに示した。

C 0.9% 試料では 400°C までは磁気の増加はないが 400°C を超えると徐々に増え、450~500°C で急激な増加を示す。500°C で最高磁気を示したのち 550°C から急減して 650°C 以上では磁気の増加はなくなる。Cu 添加 H 2 は H 1 とほぼ同等の磁気強さを示すが 600°C ではわずかに H 1 より高い値を示している。Ni 添加 H 3 は 550°C

できわめて低い最高磁気を示すに過ぎない。硬度測定結果は低温度側では磁気測定結果とよく対応して 400°C 以上から急上昇して 500°C で最高硬度を示した後急減少するが、高温度域では磁気測定結果とは対応せず 750°C でもなおわずかながら硬度の差がみられる。Cu 添加試料は 500°C における最高硬度は H 1 より若干低い値を示すが、550°C を境として 600°C 以上では H 1 より相当高い硬度値を示している。また Ni 添加試料は 450°C ではまだ硬化は少なく 500~550°C で他の試料に比べてきわめて低い最高硬度値を示した後低下しはじめる。

C 0.6% 試料もおおむね同じ傾向で硬度、磁気強さともに 500°C で最高値を示し、Ni 添加 L 3 は両者ともにきわめて低く現われている。

Hadfield 鋼に現われる炭化物は (Fe.Mn)₃C のみとされており⁸⁾⁹⁾、この炭化物のキューリー点は Mn 固溶量の増加にしたがつてしだいに低温側に移動する¹⁰⁾¹¹⁾。しかして著者らの現在までの研究では 400°C 以上の高温域で析出する炭化物は Mn の固溶量が多いためキューリー点は常温以下に存在すると見做される。したがって 400~650°C の範囲における磁気の増加は主として PC として存在する α によるものであり、析出炭化物 (PC を構成する (Fe.Mn)₃C も含む) の影響は磁気測定結果には現われていないとみてよい。一方硬度の増加は主として析出炭化物の量、種類などに負うものであり、500

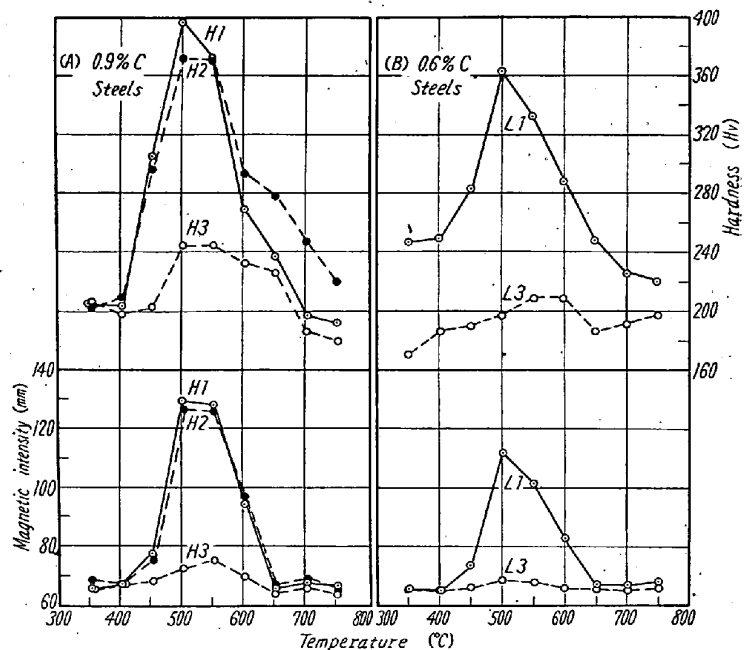


Fig. 4. Relations between hardness, magnetic intensity and temperature with 0.9% C and 0.6% C steel isothermally heated for 100h after solution treatment.

°C で磁気、硬度の両者ともに最高値を示しているのは α 量と共存する炭化物量も多いからである。しかし 650°C 以上においては Ae 線を超えるため PC としての α は存在し得ない。すなわち粒界炭化物の析出温度区間にあるため、磁性はないが析出物の量に応じて硬化は現われ、温度の上昇に伴って析出物量が少なくなるため硬度はしだいに低下する。

以上の測定結果は恒温析出線図の 100h 保持断面に相当するもので、とくに 600°C 以上の高温域において Cu の添加が粒界炭化物の析出をいちじるしく促進することならびに Ni の添加が全般に炭化物析出を阻止する効果がきわめていちじるしいことが明瞭にうかがえる。

6. 機械的性質におよぼす影響

溶体化処理状態における引張試験の結果は Table 2 に示した。標準 Hadfield 鋼と比較して C 量の低下が強度、靱性ともに低くすることは KRAINER²⁾ あるいは SCHOTTKY¹²⁾ の指摘したと同じ結果が現われている。また Cu, Ni の添加は抗張力、降伏強度を改善する効果はなくわずかに低下せしめるが、一方靱性とくに伸びおよび絞りは相当改善の効果がみられる。Cu の添加が Hadfield 鋼の加工硬化能を低下せしめることはすでに報告されており¹³⁾、Ni については報告はないが炭化物生成傾向の強い元素の添加が加工硬化能を増加せしめる³⁾ことから逆に、Cu と同じ効果が期待される。Cu, Ni 添加による溶体化処理状態における靱性改善の効果はこれらの加工硬化能の問題とも密接な関連性があると推察される。

Table 2. Tensile properties of solution-treated steels.

Specimen No.	Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
H 1	34.0	107.5	66.4	45.9
H 2	33.6	97.1	81.6	47.9
H 3	33.4	102.6	75.2	47.0
L 1	31.1	89.6	46.8	35.5
L 3	31.5	90.3	71.2	49.0

Table 3. Tensile properties of slow-cooled specimens (3°C/mn F.C.)

Specimen No.	Yield strength (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
H 1	34.6	90.3	26.8	20.8
H 2	34.2	85.7	29.6	23.5
H 3	32.8	97.4	63.2	40.4
L 1	31.0	98.2	72.4	52.0
L 3	30.5	89.4	75.2	51.0

Table 3 は 1050°C × 1/2h 保持後 3°C/mn の冷却速度で炉冷した試料の引張試験結果である。H 1, H 2 はともに強度および靱性がきわめて減少しているが、H 3 はこれらの減少はわずかに過ぎない。検鏡の結果では前 2 者が粒界炭化物および PC の析出が現われているのに対して、後者はわずかな粒界炭化物の析出が認められるだけである。すなわち Fig. 1~3 に示したように Cu の添加は PC 析出域にほとんど変化はないが Ni の添加は PC 析出域を右下方に移動せしめ PC の析出を阻止する効果が大きい。したがって 3°C/mn の速度で冷却した場合 H 1, H 2 試料は PC 析出域を横切るが、H 3 は粒界炭化物析出域を横切るに過ぎないから機械的性質のいちじるしい劣化が避けられるのである。

L 1, L 3 はともに炉中冷却による機械的性質の劣化はなく、かえって伸びおよび絞りは増加している。検鏡の結果は両者とも粒界炭化物の析出もほとんどみられずほぼ完全なオーステナイト組織を示していた。Fig. 2 の析出線図における粒界炭化物析出域は Fig. 1 (C) と比較しても相当長時間側に移動しており、3°C/mn 程度の炉冷では冷却曲線は PC 析出域はもちろん粒界炭化物析出域もまったく避けることができるためである、このように炉冷でもオーステナイトが安定で炭化物析出を阻止することが可能な場合は、溶体化処理状態における機械的性質よりも冷却速度の遅い方がすぐれた機械的性質が得られることは実用上興味ある結果と考える。

IV. 結 言

C 0.9% および 0.6% の高 Mn 鋼の炭化物析出におよぼす Cu および Ni それぞれ 3% 添加の影響について、主として C 曲線の測定により確め以下の結論を得た。

1. Ni の添加は粒界炭化物析出域の低温側線を高温側に上昇せしめると同時に PC の核生成を遅らせ、また PC 析出温度域を狭くする効果がきわめて大きい、核生成以後の PC の成長も Ni の添加によりきわめて遅くなる。

2. Cu の添加は PC 析出域に対する影響はわずかに析出を遅らせるに過ぎないが、600°C 以上の高温域における粒界炭化物の核生成を早めその後の成長を促進する効果がいちじしい。この Cu の効果は粒内における微粒析出物が原因ではないかと考える。

3. 高 Mn 鋼における C 量の低下は粒界炭化物および PC の両析出を少なくする効果が顕著である、C 0.65% 鋼は 3°C/mn 程度の炉冷で完全なオーステナイト状態が得られ、標準 Hadfield 鋼に比べて強度は減少する

が靱性はきわめて高くなる。

4. Ni, Cuの添加により溶体化処理状態における強度はわずかに減少するが靱性とくに伸びの増加はいちじるしい。

5. Ni 添加により PC 析出を遅らせる結果として、徐冷でも PC 析出域を横切らない場合は機械的性質の低下はわずかに過ぎないから、大型品などの取扱上実用的に有利と見做される。

終りに熱心に実験に協力された中沢巖君に深く謝意を表す。
(昭和36年2月寄稿)

文 献

- 1) H. S. AVERY & M. J. DAY: Metals Handbook, ASM (1948) 526
- 2) H. KRÄINER: Arch. Eisenhüttenw., 11 (1937/38) 279, Stahl u. Eisen, 57 (1937) 1410

- 3) Manganese Steel, (1956) Oliver & Boyd, London
- 4) 今井, 斎藤: 鉄と鋼, 46 (1960) 25
- 5) 今井, 斎藤: 同上, 46 (1960) 1451
- 6) W. TOFAUTE u. K. LINDEN: Arch. Eisenhüttenw., 10 (1937) 515
- 7) E. HOUDREMONT: Handbuch der Sonderstahlkunde, Bd. I (1956) 500
- 8) H. YOSHISAKI: Science Report of RITU, A6 No. 5 (1954) 469
- 9) K. KUO & L. E. PERSSON: J. Iron & Steel Inst., (U.K.) Sept. (1954) 39
- 10) 佐藤, 西沢: 日本金属学会誌, 20 (1956) 340
- 11) E. C. ROBERTS: Trans. Amer. Soc. Metals, 50 (1958) 129
- 12) H. SCHOTTKY: Arch. Eisenhüttenw., 19 (1945) 55
- 13) 木戸, 藤井: 鉄と鋼, 45 (1959) 1099

(文献 968 ページよりつづく)

— 会社刊行誌 —

製鉄研究, 第 230 号 (1960) 3

- 強粘結炭節減とオイリング試験について.
辻畑敬治, 他...2817
- 戸畑第1高炉, 第1コークス炉の乾燥作業並びに作業開始について. 井上 誠, 他...2824
- 当所における平炉への酸素の有効利用について.
木下孝之, 他...2841
- 純酸素転炉鋼で作った薄板製品について.
池田 正, 他...2863
- 鋼塊内部温度に関する二, 三の検討 (第2報)
岡田芳太郎, 他...2882
- 冷間圧延低炭素帯鋼の機械的性質におよぼす焼鈍サイクルの影響. 瀬川 清, 他...2895
- 内部摩擦, その鉄鋼研究への応用 (第3報)
田尻惟二, 他...2911
- 電子顕微鏡による直接観察のための金属薄片作成法.
田尻惟二, 他...2921

住友金属 12 (1960) 4

- 焼結層を通る風量の日常作業管理について.
実松竹二, 他...566
- 低 C-2¹/₄ Cr-1Mo 鋼の連続冷却変態組織.
邦武立郎...575
- 耐熱合金 A 286 に関する研究 (I). 長谷川太郎, 他...585

日新製鋼技報 第 4 号 (1961)

- リムド鋼の非金属介在物について. 藤岡外喜夫...1
- 鋼板用錆止め油の選定について. 荻原 卓...14
- 呉工場 30 t 電気炉の負荷特性について.
藤山富蔵...22
- 熔鋼中の酸素分析試料の採取法について.
松倉 隆...31

- 帯鋼酸洗の一方法について. 大西久雄, 他...41
- 電気製鋼 32 (1961) 2
パーライトの電子顕微鏡による直接観察.
西山善次, 他...71
- 鉄—アルミニウム合金における B 系介在物の生成について. 梶山太郎, 他...93
- 電気弧光炉における電極原単位の比較試験方法の検討とその結果の一例について. 中里顕道, 他...97
- 日立評論 第 42 号 (1961)
刃物鋼の諸性質におよぼす P の影響 (第2報)
小柴定雄, 他...1
- 合金工具鋼のじん性におよぼす熱処理の影響 (第3報)
小柴定雄, 他...8
- 真空鑄造法の研究 (I) 渡辺準定, 他...11
- 抜型工具鋼の研究 (第1報) 根本 正, 他...18
- 鉄鋼の顕微鏡組織におよぼす研磨方法の影響.
菊田光男, 他...24
- 鉄鋼中セレンの一分析法. 長野則満...30
- 強力鑄鋼パイプコネクションの製造.
早川 巖, 他...33
- Ba フェライト磁石の応用. 小柴定雄, 他...37
- ホットストリップミル用ワークロールの表面温度について. 関本靖裕...43
- バルブ用鑄物材の衝撃特性の研究. 近藤賢治, 他...69
- 鑄造クランクシャフトについて. 小池義夫, 他...75
- 住友機械技報 10 (1961) 28
表面あらさがショアかたさ測定値におよぼす影響.
星加正幸, 他...668
- 新三菱重工技報 3 (1961) 2
軟鋼板のプレス加工におけるストレッチャストレイン発生の一予知法. 山下道生, 他...221