炭素鋼に及すアルミニウムの影響* [翻譯]

會員 益 田 義 三

本篇は前同著者譯“中炭素鋼に及すアルミニウムの影響”に關聯して多少類似の點あれど大方の参考になればと考へ要譯せるものである。

目 次

1. 緒 言	の研究
2. アルミニウムの變態點に及す影響	6. 表面加炭の結晶粒度及びアルミニウム含有量の關係
3. 1% 炭素鋼の焼入・過熱感度・焼割に及すアルミニウムの影響	7. アルミニウム鋼のカーバイト生成・磁性及び焼戻抵抗性に就いて
4. 結晶粒に及すアルミニウムの效果及び構造用鋼の焼入	8. 結 言
5. 少量のアルミニウム添加による結晶の微細化	

1. 緒 言

(變態點の變化, 0.15~1.0%, 2.5% Al まで含有せる鋼の強度と靱性とは硬度・過熱感度・粒度に及す影響, カーバイトの生成, 磁性及び焼鈍に及す影響)。

Al 含有鋼の性質の變化に關する研究に就いては既に過去に於て低炭素鋼の強度に及す影響に就いて完成してゐる。即ち黒鉛化の有利性, 耐熱鋼の耐久性の改善及び發電機用鋼

の保磁性, ワット損失の低下に就いて根本的に研究された。然し焼戻抵抗性に就いての研究は未だ不完全である。過去の研究例へば H. W. McQuaid⁽¹⁾ 氏の研究は Al を唯單に強力なる脱酸劑⁽²⁾として利用したこと即ち少量の添加に就いての範圍であつた。是の缺點を補正し以前の多量 Al 含有鋼の研究を完成した。

2. Al の變態點に及す影響

表1の成分と同種の鋼の研究が, 即ち Ac₁ 變態點の不變性に就いては既に E. Gumlich⁽³⁾ 及び E. Sohnchen-E. Piwowarsky⁽⁴⁾ 兩氏に

よつて確證された(第1圖參照)。Ac₁ 變態及びヒステリシスは變態期間中 Al 添加量を 2.5% 迄は殆ど影響されない。但しこの時 “Sala-

* Eduard Houdremont und Hans Schrader in Essen. Archiv für das Eisenhüttenwesen Fachberichte 12 Jahrgang (1938, 139 Heft 8, 1939.)

第 1 表 容量 50 kg の酸性高周波誘導爐にて熔解した鋼の成分及び結晶粒度

試料	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Al %	McQuaid-Ehn 實驗に依る結晶 粒度 ¹⁾
15 Al 0	0.17	0.20	0.41	<0.01	0.014	0.00	4
0.1	0.16	0.17	0.35	<0.01	0.015	0.09	7
0.2	0.17	0.21	0.42	<0.01	0.015	0.20	7
0.3	0.17	0.23	0.42	<0.01	0.012	0.34	6
1.1	0.18	0.29	0.42	<0.01	0.013	1.14	4
2.4	0.18	0.35	0.45	<0.01	0.011	2.39	2
45 Al 0	0.44	0.18	0.40	0.01	0.021	0.00	
0.1	0.43	0.17	0.41	0.01	0.025	0.07	
0.2	0.43	0.20	0.47	<0.01	0.025	0.22	
0.4	0.44	0.20	0.45	0.01	0.020	0.38	
1.2	0.45	0.23	0.45	<0.01	0.018	1.23	
2.5	0.47	0.25	0.46	0.01	0.020	2.47	
100 Al 0	1.02	0.21	0.38	0.011	0.028	0.00	
0.1	0.99	0.22	0.36	0.01	0.034	0.08	
0.2	1.01	0.22	0.35	<0.01	0.031	0.21	
0.5	1.04	0.23	0.35	0.01	0.032	0.47	
1.3	1.05	0.23	0.35	<0.01	0.027	1.25	
2.5	1.03	0.22	0.35	0.01	0.032	2.51	

1) 木炭 (60) 及び炭酸バリウム (40) 中で 930°C にて 8 hr 加熱した。

第 1 圖 炭素量, Al 量 (0~2.5%) 及び Ac 點の關係

din” 法による場合は冷却速度は 8°/min, 又熱膨脹法に依る時は 4°/min である。

A₂ 變態點は Ac, Ar 共に A₁ 變態點より遙かに大きく上昇するが, この時炭素含有量が低ければ低き程益々其の傾向が顯著である。添加 Al 量が多いと變態温度は上昇し, 添加 Al 量少い時に起る變態温度の降下 [是は 0.45% C 鋼の A₂ 變態に於て明示されてゐる.] のため γ 範圍が認められない。即ち合金元素の場合と同様に GOS 線の轉移によつて明瞭で

ある。E-S 線及び共晶點の左方への轉移によつて GOS 線の急降下が始る。同一炭素量の低合金鋼では多量カーバイトを生成し, 其の爲に溶解度が變化してフェライトの減少と共に A₂ 變態點の降下が始る。是に反し合金が固溶體の大部分を占める様に多量含有すると γ 範圍が認められなくなり, フェライトが増して A₂ 變態點が上昇し, A₄ 變態點に合致する様になる。

3. 1% 炭素鋼の焼入・過熱感度・焼割に及す Al の影響

ヒステリシスの顯著な影響の缺點として添加 Al による臨界冷却速度の減少があげられる。是が爲に焼入硬化の改善は考へられないが、變態温度の上昇により焼入硬化性の減少は考へられる。硬化深度は 0.1% 以下の Al では減少する(第2圖参照)。是に反し 0.2%

第 2 圖 1% C 鋼を各種温度で焼入した時焼入硬化に及す Al の影響

以上の Al では炭素鋼の場合と同程度の硬化深度に達する。0.5% Al 以上では非 Al 鋼の焼入硬化性以上で、この時添加 Al を 1.2% に増加すると硬化能力は再び増加し、直径 30 mm 棒を焼入した場合 2.5% Al 鋼と同程度の焼入硬度が得られた。此の焼入硬化の復歸性は 760°~1120°C 間の各種焼入温度に於て同様に歴然と起る。過熱に對する不感性は添加 Al の増加と共に焼入の場合に反比例して變化してゐる(第3圖参照)。炭素鋼を過熱すると、焼割の際に起る結晶粗大として周知されてゐる。過熱限度は Al 添加量を 0~0.1% に増加すると共に急激に上昇する。然し 0.1~0.5% の間是不變にして 0.5% 以上になり低下を繼續する。焼入及び過熱の際に起るこの復歸は Al の自由なる結合作用の結果であ

第 3 圖 1% C 鋼の過熱感度に及す Al の影響。こゝに過熱感度は硬度により判定した。

らう。0.1% Al 以下では過熱により結晶の成長を妨げ、微細なる種々の核が発生すも。これに關しては既に E. C. Bain⁽⁵⁾ 氏によつて證明された如く、焼入硬化は結晶粒度に應じて悪くなる。而して 0.2% 以上の Al はカーバイト構成元素の如く焼入効果を高める合金元素として其の好影響を有してゐる。焼入硬化は 0.5% Al 迄は不變で、此の際起る微細な種々の核の作用は良好で不變である。更に Al を 0.5% 以上添加すると核の球狀化が起るらしい。斯くの如く核の球狀化が起れば熔融状態に於ても分離しない事が想像され、而して炭素鋼と同一過熱感度を有する 2.5% Al に至る迄過熱感度は減少す。McQuaid⁽⁴⁾ 氏の見解に反しアルミナ量の多量含有は[此のアルミナは圖に明示せる如く添加量の増加につれて増加してゐる⁽⁶⁾。]次項の理由で使用不可能である。即ち結晶粒の微細化及び結晶粒の成長の妨害はアルミナ含有量が少なければ良好であつて、その量次第である。第4圖は

焼入温度・Al 含有量及び焼入深度の関係状態を示す。高温度で結晶粒の成長を促進する炭素鋼は焼入深度の増加が著しい。0.1~0.5% Al 鋼の焼入温度による焼入深度の状態を考察すると次の如くである。

0.1% Al 鋼では明らかに結晶が微細化するために結晶発達の妨害効果が特に認められる。低温度にて焼入せる 1.2~2.5% Al 鋼に

第 4 圖 1% C 鋼の Al 量、焼入温度及び焼入深度の関係

ては其の影響は餘り認められない。焼割は第 5 圖 (4 個の試験片の平均値) にて知る如く Al 含有量により異なる。2 個の焼入温度を比較するに温度が高ければ焼入硬化大で、焼入温度の差異により種々の焼入強度を生ずる。又炭素鋼に比して 0.1~0.2% Al 鋼は焼割が少いが 1.2~2.5% Al 鋼は多い。

第 5 圖 1% C 鋼の焼割に及す Al の影響。この時試料は各、4 箇 (試料 20 mm 中、長さ 100 mm)

4. 結晶粒に及す Al の効果及び構造用鋼の焼入

McQuaid⁽¹⁾ の説の如く 0.45% C 構造用鋼に Al 0.2% 以下添加して 950°C から焼準すると結晶の微細化が特に顯著である (第 6 圖参照)。反対に 0.4% 以上 Al を含有すると時折結晶粗大化現象が起る。併しこの時 Al 量を 1.2% 以上に増すと Al を含有しない時と同様な結晶の粗大化現象を惹起する。即ち焼準せる構造用鋼の結晶粒度の影響は工具鋼の焼入状態の温度の敏感性に對應してゐる。又 2.5% Al 鋼の結晶微細化性に就いて説

明が與へられてゐる。炭素鋼では硬度が芯部に於て低下する事は左程著しくないが、合金鋼では特に顯著である。此の関係は種々の合金鋼の二つの焼入温度に對する硬度曲線を記載せる第 7 圖によりて明らかである。即ち 0.4% Al 以下の鋼では 900°C 以下の焼入温度では焼入硬化深度は Al 量と共に減少する。併し 1.2, 2.5% Al 鋼の如く Al を多量含有する時は炭素鋼の焼入深度は Al 量に應じて増加する。Al を 0.4% 迄増加すると芯部

第 6 圖 0.45% C にして各種アルミニウム鋼を 950°C にて標準焼準した時の結晶粒度 (100 倍)

第 7 圖 0.45% C の各種アルミニウム鋼を 900°C 及び 1100°C で水焼入した時の断面硬度 (試料: 直径 30 mm, 長さ 80 mm)

硬度が低下する事は既に McQuaid により證明された處である。而して又 1.2% Al 鋼では芯部硬度が上昇し、1.2% 以上になると再び低下し始める。改めて Al を増加する時の硬度状況を調査すると、2.5% Al 鋼では 59~61 Rc にて 1100°C の高温度焼入深度も減少する事が謂へる。1.2, 2.5% Al 鋼の硬度は炭素鋼と略等しい。併し Al を少量添加する

と芯部硬度の甚だしい減少が起るが、それより 1.2% に至る迄、芯部硬度が増加する。而して 1.2% を超過すると再度芯部硬度が減少する傾向がある。高 Al 鋼の表面及び芯部硬度減少は γ 固溶體解消によるフェライトの發生によるものであらう(第8圖参照)。2.5% Al 鋼は此の焼入温度では半ばフェライトであると考へられる。フェライトの發生により焼準

第 8 圖 0.45% C の 1.2% 及び 2.5% Al 含有鋼を 900°C にて水焼した時の表面の組織 (300 倍)

1.2% Al

2.5% Al

状態に於て結晶の微細化が起る。即ち結晶粒の成長が阻止される。明らかに純フェライト結晶は大洲田より結晶の粗大化現象を妨げ⁽⁷⁾、此の兩結晶の混合組織は結晶の粗大化現象を妨害せる如く思はれる。既述せる如く合金鋼の焼割は過熱傳導が不適當であるので、0.45% C 構造用鋼の過熱感性に對する Al の作用に關する評論を採用する焼割理論は採用出来ない。故に過熱感度は顯微鏡的に大洲田組織に於て論議せなければならない。E. S. Davenport, E. C. Bain⁽⁸⁾ 及び J. R. Vilella, E. C. Bain⁽⁹⁾ 氏によれば大洲田結晶の粒界は次の如く明瞭である。即ち急冷の操作を適當に行へば殘留大洲田を残して吐留洲

に變化する。此の状況に於て表面層の過渡部の組織は吐留洲に變化してゐる。高合金鋼を 1100°C の高温度で焼入せばフェライトの完全なる溶解が起り、0.1~0.2% Al 鋼は炭素鋼に比して結晶粒の微細化が大となる(第9圖)。0.4% Al 鋼は過熱感性である故結晶粒が粗大となつてゐる。而して 1.2% 及び 2.5% Al 鋼は炭素鋼と同様な結晶粒度を有してゐる。即ち 0.45% C 鋼では Al の含有量に應じて 1.0% C 工具鋼と同様に(第2圖参照)温度に對する感度は低き含有量の場合に復歸する。この時低き Al 鋼の良好なる作用は 1100°C 以上の比較的高温度にて行はれる。第9圖の如き吐留洲組織のない表面部及び麻留田組織

第 9 圖 0.45% C の各種アルミニウム鋼を 1100°C にて水焼入した時の組織、過渡部分の結晶粒度及びトルースタイト (15 倍)

の幅により Al による 0.45% C 鋼の焼入硬化性は第 7 圖の硬度-深度曲線により窺知する事が出来る。

1.0% C 工具鋼と同様に 0.1~0.2% Al を含有すると焼入硬化性が悪くなり、1.2% になると再び良好となる。而して 0.4% C 鋼が 2.5% Al を含有すると部分的に γ 固溶體が消失し、従つて高度のフェライトが生成し軟くなる。即ち焼入硬化性が悪くなる。Al 添加による結晶の諸性質に及ぶ影響に就いては、各種 Al 鋼に就いての McQuaid-Ehn の實驗によれば結晶粒は焼準及び焼入状態により 0.1~0.2% Al を含有するものが結晶の微細化が特に著しき事が確證された(第 1 表)。0.3% Al になつて初めて結晶粒の成長が停止する。1.1~2.4% Al 鋼では表面の加炭制限及び強力な黒鉛化が起るため比較的強力なる滲炭剤を使用してもセメンテーションによる結

晶硬化が起らぬ⁽¹⁰⁾。併し、此の種合金鋼ではパーライトの粒度は更に大となり、低き Al 鋼に反して過熱感度が鋭い⁽¹¹⁾。滲炭加熱の際滲炭鋼の結晶は Al により中炭素工具鋼及び構造成鋼の如く粗大化する傾向がある。滲炭層 1.3~1.7 mm なる鋼の焼割に就いては各種温度にて焼入して各種の結果が得られてゐる。表面部の結晶粒を仔細に見るに、0.1% Al ならば過熱敏感性は非常に良好となるが、0.2% Al では極少量の場合と同様になる。然し、更に Al を増加せば不良となる(第 10 圖参照)。

McQuaid-Ehn の實驗結果は焼入限度決定に對して過熱敏感性に二つの大なる區別⁽⁶⁾のある事を提示してゐる。即ち滲炭鋼のアルミナ含有量は工具鋼よりも遙かに高いのである。滲炭後各種 Al 鋼の中心部強度に関する研究結果、抗張力は殆ど同一なるが Al 量が

第 10 圖 0.15% C 滲炭鋼の滲炭層の過熱感度に及す Al の影響.

この時過熱感度は硬度に依つて判定した.

(試料: 直徑 20 mm)

第 11 圖 滲炭炭素鋼の強度に及す Al の影響

(試料: 直徑 30 mm, 鍛錬度 1/5)

高ければ僅かに低下を續け、多量フェライト含有の結果降伏點が連續的に低下する事を知つた(第 11 圖参照). 靱性, 特に断面收縮率・衝撃値・延伸率は 0.1~0.3% Al で結晶粒の微

細性に反して上昇し, Al を多量含有すれば低下した. Al で脱酸する Izett 操業に依り得た鋼の性質に就いては數年來一般に周知⁽¹¹⁾されてゐた. 即ち低 Al 鋼の高靱性は引張破

第 12 圖 焼入せる 0.15% C 滲炭鋼の破断面に及す Al の影響

斷(第12圖)により明らかに知る事が出来る。滲炭試験片の焼入破断面では其の状況が判然せぬ。

曲折破断すると、H. Schrader⁽¹²⁾氏により既に發表された如く靱性鋼の破面は粘り状態を示す。之に反して脆性炭素鋼及び1.1~2.4% Al 鋼の芯部は球粒結晶を示す(第12圖)。此の低き Al 鋼の靱性は多分アルミナの影響よりも微細結晶によるものであらう。又 Al 鋼で大量アルミナを含有するとき、添加せる Al が極少量なる際得られる如き靱性大なる微細結晶を得る理由として次項が掲げられてゐる。

此の場合、少量の Al にて得た微細結晶よりも、アルミナの影響が小なるためであらう。此の關係に就いて次項は注目に値するものである。即ち Al を含有するとアルミナは硫化物の形状に影響を及し脱酸剤としての極少量

の Al、例へば0.02%でも硫化物は著しく球状に微細化する。炭素鋼では硫化物は大きくして長い形状となる。鍛造により一樣になるが其の鑄造組織との明瞭なる區別は炭素鋼では硫黄貼寫法により明らかである。

低合金鋼の Al 添加による焼入硬化は炭素鋼と同様なり。クロム-モリブテン滲炭用鋼 E. C. M. 100 (0.17~0.22% C, 1~1.3% Cr, 0.2~0.3% Mo) の Al 添加による焼入硬化の悪化は確證された。それに對して Cr-Mo 焼戻鋼 V. C. Mo 135 (0.3~0.37% C, 0.3~0.2% Cr, 0.15~0.25% Mo) の強度は1.2% Al 添加して焼戻處理すれば高まり、適當な濃度の油焼入に於て焼入作用は最も大となる。以上の例は低合金鋼には焼入硬化性は Al 添加により變化の復歸が起り、少量の添加では悪化し、多量添加すると焼入作用の効果が著しく増した事を示せるものである。

5. 少量のアルミニウム添加による結晶の

微細化に就いての研究

少量の Al 添加による結晶の微細化を説明する二つの理論がある。

McQuaid⁽¹¹⁾氏は是は Al 添加のため生ずる大きな塊状カーバイト(高温度では溶解する)に依るとしたが、一方酸素・カーバイト・窒素に依る核作用及び結晶の成長を防止する事が考へられる。フェライト部分の變化は各種の1.2% Al 含有炭素鋼を比較しても認められないが、McQuaid⁽¹¹⁾に依る値に相當するフェライトを含有する微細結晶鋼では0.45% C 鋼(第6圖)の結晶が大きくなる如く見える。各種の變態速度を有し、各種の焼入硬

化性を有する鋼ではフェライト量測定は E-S 線の轉移のため不正確である。是に關して McQuaid の評論がある。變態が遅い炭素鋼では變態の速い低 Al 微細結晶鋼に比して冷却が完全であればある程フェライト部の析出が部分的に抑制される。この時聯關的にパーライト折出面は多くなる事を顧慮せなければならぬ。焼準鋼の硬度は Al を増加すると共に増加す。各種の焼鈍を行つた鋼(第13圖)の強度は R. A. Hadfield⁽¹⁴⁾氏の發表せる結果と同様なる上昇を示した。フェライト部分の結晶粒分割及び若干の變化による強度の上

昇は、上昇原因として地金及び Al 含有せる α -鐵の強度上昇或はカーバイト部分の影響を考へ得られる。焼鈍鋼の微細結晶に就いて次の事が言へる。即ち McQuaid 氏の觀察に反して炭素鋼は少量の Al 鋼より球狀化が著しい。炭素鋼は均一に球狀化するが、1.0% C, Al 鋼を 700°C で 20 hr 焼鈍すると一部層狀パーライトが現出する(第 14 圖)。上述の焼鈍を行つた 2.5% Al 鋼は良好なる球狀化組織を示したが硬度の急激なる降下を見るのは、強度の黒鉛化の影響と解すべきである。Al 添加

第 13 圖
焼鈍鋼の硬度に及ぶ Al の影響

第 14 圖 1% C の各種アルミニウム鋼を 850°C にて焼準, 700°C にて 20 hr 焼鈍した時の結晶粒度を示す。(500 倍)

量による現象の一つである。硬度の復歸現象は McQuaid 氏の説を否定するが、この確定は成分による核作用の根據を生ずる結晶核説

で研究すべきである。此の爲に 1.0% C 鋼を 5~8mm Q.S. の真空内で、先づ満淹を入れ 2~3 min 置いて珪素を入れて熔解し完全鎖

静を施した。而して第2番目は Mn, Si 添加 0.005%, 0.01% 及び 0.02% 添加したが其の他は N₂ が 1 kg/cm² の壓力になつて後行つた。の合金元素の添加は行はなかつた(第2表)。

第3番目は Mn, Si の添加は大氣中で行つた。而して各熔解の際 Si 添加後は Al を測定した。この時焼入深度は 12 m 角の 27 個の材料で

第2表 種々なる Al 量にて脱酸し、種々なる氣圈中で熔解した鋼の成分
(ブロック: 6~7 kg, 直径: 70 mm)

鋼	Al 添加量	C %	Si %	Mn %	P %	S %
眞 空 中 熔 解						
V 0	0	1.06	0.25	0.39	0.006	<0.01
5	0.005	0.97	0.22	0.38	0.006	<0.01
10	0.01	1.01	0.22	0.38	0.002	<0.01
20	0.02	1.09	0.23	0.39	<0.01	<0.01
窒 素 中 熔 解						
N 0	0	1.11	0.22	0.41	<0.01	0.014
5	0.005	1.08	0.25	0.42	<0.01	<0.01
10	0.01	1.12	0.24	0.36	<0.01	<0.01
20	0.02	1.06	0.26	0.40	<0.01	<0.01
大 氣 中 熔 解						
L 0	0	1.01	0.22	0.41	<0.01	<0.01
5	0.005	1.05	0.22	0.40	<0.01	<0.01
10	0.01	1.02	0.22	0.40	<0.01	<0.01
20	0.02	1.12	0.22	0.41	<0.01	<0.01

第3表 種々なる Al 量にて脱酸し、種々なる氣圈中で熔解した鋼の金屬 Al 量, N₂ 量 (Al₂O₃ + AlN) 量及び McQuaid-Ehn 實驗に依る結晶粘度, 焼入温度の限界の關係

鋼	含 量			硬度に依り 判定した過 熱温度 °C	McQuaid-Ehn 實驗に 依る結晶粘度
	金屬 Al 量 %	Al ₂ O ₃ + AlN %	N ₂ %		
V 0	0.045	0.003	0.002	840	4
5	0.049	0.012	0.002	840	3, 時折 5
10	0.047	0.026	0.004	860	2~4 表面 7
20	0.061	0.014	0.005	840	4
N 0	0.007	0.033	0.027	860	1
5	0.042	0.008	0.025	960	1, 一部 7
10	0.029	0.012	0.025	940	1, 一部 7
20	0.028	0.010	0.018	980	8
L 0	0.003	0.007	0.021	800	4~5
5	0.004	0.014	0.022	840	2, 時折 5
10	0.004	0.013	0.023	840	1, 時折 7
20	0.016	0.013	0.017	940	1, 一部 7

第3表は焼割等より得た過熱開始温度を McQuaid-Ehn の実験に依る結晶粒の大きさの分類及び Al, Al_2O_3 , AlN, N_2 の分析結果を記載したもので、第15圖は焼入温度と焼入深度の關係を示せるものである。鋼中の高

第15圖 種々なる氣圈中にて熔解した
1% C 鋼の焼入硬化性と Al の關係

炭素が坩堝のアルミナを還元して得たと考へられる所の金属 Al を比較的少量含有する V 鋼(第2表参照)は比較的強く焼きが入る事が推察出来る。この時 V 鋼は少量の Al 添加で焼入深度が増加する。金属 Al 含有量は V 20 鋼によつて最大に達するが、アルミナ及び AlN 量は Al 少量添加の際と同様である。

各種の Al 鋼の過熱感度は極く少量の差異は認められるが殆ど等しく、McQuaid-Ehn の実験と一致してゐる。

窒素中で熔解した鋼では Al の少量添加では、V 鋼に比して焼入能力は減少するが、過

熱感度は著しく改善される。同時に金属 Al の含有量は著しく上昇する。McQuaid-Ehn 実験に依ると、高 Al 含有鋼 N 20 は結晶の粗大化現象著しくて焼割れ温度の分類と逆現象を呈してゐる。即ち Al 鋼は常に結晶粒度の不規則性が觀察される。最近斯様な結晶粒度の異なる鋼に就いてアメリカの規格⁽¹⁵⁾では重鋼と稱してゐる。

此の不規則性は明らかに比較的少量の Al を添加する結果である。McQuaid-Ehn 実験では N. 20 の如く 0.02% Al を添加すると均一な微細結晶粒を得る事が出来た。大氣中にて脱酸せる鋼では焼入性及び過熱感度の改善は 0.01% Al 以下の添加では少い。この時 McQuaid-Ehn 実験では結晶粒度は不規則である。而して 0.02% の多量の Al 添加鋼では金属 Al 量が多く、過熱感度が大であるが焼入深度は小さい。以上は次の如く考へる事も出来る。

即ち真空熔解鑄物は金属 Al 含有量が高くて、焼入性及び過熱感度が強い。鋼の熔解及び脱酸に於ける氣圈が、過熱感度に好影響を與へる Al の作用を進展する影響は次の如し。

窒素中では少量の Al の添加による作用は強烈であるが、大氣中では Al を多量添加して始めて中位の作用が行はれる。勿論真空中では此の作用はない。是により次の事が云へる。窒素は Al の良好なる影響に作用を及し、AlN の核作用の焼入硬化及び過熱感度に及ぶ影響も考慮しなければならぬ。従つて McQuaid 氏のアルミナと過熱感度間に如何なる關係も發見出来なかつた事が理解出来る。

6. 表面加炭の結晶粒度及びアルミニウム含有量との関係

多量含有せる Al 鋼では焼入の際表面加炭現象が著しく起る。1% 炭素鋼を濕性水素中で各種の焼戻温度及び時間にて処理した時、表面脱炭に及す Al の作用は次の如し。即ち Al 含有せる純フェライト組織の表面の深度は増加し (第 16 圖)、濕性水素中の脱炭性は、乾性水素中での脱炭に就いて研究せる W. Baukloh 及び W. von Kronenfels⁽¹⁶⁾ 氏の

發表結果に反して著しい。前述の鋼は特に高温で、即ち 920°C 焼鈍鋼 (第 16 圖) では 0.1~0.3% Al に於て明らかに全體の脱炭深度が減少してゐる。併し、Al を増加するにつれて上昇してゐる。此の場合、極微細結晶鋼の脱炭深度は小さい。是は粗大結晶鋼の表面脱炭は著しいと云ふ D. H. Rowland 及び C. Uptegrove⁽¹⁷⁾ の説と良く一致してゐる。微細結晶による擴散現象の遲延に就いて T. Swinden G. R. Bolsover⁽¹⁸⁾ 及び E. Houdremont, H. Schrader⁽⁶⁾ 氏は各種の結晶粒度鋼の滲炭に就いて觀察した。

是によると微細結晶の作用は明らかに説明出来る。Al 鋼の此の微細結晶の作用は全體の脱炭深度に於て著しい。併し純フェライト組織の表面は焼鈍状態が種々異なつても餘り變化はない。即ち全體の脱炭深度は主として反應斷面の大きさに依るからである。又擴散速度は温度が高い程速い。

Al が合金鋼の脱炭に及す影響は鋼の焼入の場合と同様に合金を高度に含有する爲に結晶が微細化するため少量の Al の添加の作用は餘り著しくない。

第 16 圖 1% C 炭素鋼を濕性水素中
にて焼鈍した時、加炭に及す Al の影響

7. アルミニウム鋼のカーバイト生成と磁性及び

焼戻抵抗性に就いて

Al はカーバイトを構成する一元素にして、是を多量含有する時は A. B. Everest⁽¹⁹⁾ 及び O. von Keil, O. Jungwirth⁽²⁰⁾ 氏が述べた如く Al-Fe カーバイトが出来る。

K. Löhberg 及び W. Schmidt⁽²¹⁾ 氏は複

カーバイトの化學式は與へる事が出来ぬ。即ち眞の形(化學式)を得る事は出来ない。又從來の分析方法では知ることが出来ないと述べた。F. R. Morral⁽²²⁾ に依れば是は $\text{Fe}_3\text{Al} + 4\%$ C の型であらうと。又 K. Löhberg 及び

W. Schmidt⁽²¹⁾ 氏によれば、是はデンドライ
ト的凝固の際發生するセメンタイトを含む初
晶生成の際の複カーバイトと異なると云つて
ゐる。複カーバイトの磁氣變態點は 235~
277°C でセメンタイトの 220°C より高い。
K. Löhberg, W. Schmidt は低 Al 含有鋼の
カーバイト生成に關し次の如く述べて居る。

基地より Al がなくなるから、炭素含有割
合が大となり、大洲田領域が擴まる。此の根
據は餘り明瞭なものではない。Mo⁽²³⁾, Cr⁽²⁴⁾,
W⁽²⁵⁾, V⁽²⁵⁾ の如きカーバイト生成物の焼入
硬化性・過熱感度及び焼戻に及す影響に就い
ての觀察に依り信賴すべき根據を得た。焼入
或は析出硬化によつて得た準安定狀態の程度
は硬度よりも保磁力によつて明瞭に示され
る。Cr, Mo, W 等の如きカーバイトの生成
元素を添加せる鋼がカーバイトを溶解して過
飽和狀態が増加して保磁力が増加する。1%
C 鋼が各種の Al を含有する時 770°C から
水焼入せるものの磁性を研究するに硬度は不
變にして(第 17 圖)保磁力は Al が増加する
と共に減少する。又残留磁氣は Al を多量含
有すると同様に低下する。

850°C 水焼入の際是不完全なるカーバイト
の溶解のため保磁力は惡化し、Al 量と共に
低下する。残留磁氣は保磁力が低い時良好な
値を示す。

Fe-C-Al 合金は高炭素、4% Al なる時 Co
磁石鋼⁽²⁶⁾ より良好なる磁性を有す。2% C,
7% Al, 2% Co の合金は鍛鍊出来ないが適當
に焼入焼戻すると保磁力 210 エルステッド、殘

第 17 圖 1% C の Al 量、水焼入温
度及び磁性の關係

留磁氣 5700 ガウスに達する事が出来る⁽²⁷⁾。

此の合金は焼入により保磁力を 360 エル
ステッド迄上昇する事が出来る。勿論この時は
に相當して残留磁氣は低下する。

この事は Al に依る複カーバイト生成がそ
の原因であらう。高温度焼入ではカーバイト
の溶解が大で良好な焼戻抵抗性を有する⁽²⁵⁾。
1% 炭素鋼を各種温度で焼戻した時、硬度の
變化は第 18 圖にて明らかなり。而して Al 量
が變つても殆ど不變なり。又此の値は 1000°C
焼入の際は 800°C の場合よりも大である。
2.5% Al 鋼の硬度の低き事、及び高温度焼戻
の際の硬度の低きは黒鉛の分離により還元出
来る。Al 鋼の黒鉛化の傾向に就いては既に
焼鈍操作の時述べた所である。磁石鋼で高炭
素、高 Al なる時は他のカーバイトの生成は
磁石鋼に影響するが、Al 含有量が 2.5% 以下
の時は アルミニウム カーバイト の作用が
磁性及び焼戻抵抗性に影響する。1~2.5% Al

第 18 圖 1% C 鋼を 800°C 及び 1000°C にて水焼入した時の硬度と Al 量との関係

鋼の断面硬度の高い原因は炭素及びアルミニウム間の交換作用に於て研究した。即ち其れは他のカーバイトの生成ばかりでなく少量の

クロムを添加せるクロム鋼の如く鉄カーバイトにアルミニウムが加入する爲である。

8. 結

言

0.15~1.0% 炭素鋼が Al を 2.5% 以下含有する時、変態點特に A_2 變態點は Al を増加すると共に上昇する事を確立した。變態點の上昇及びヒステリシスの著しい影響の缺點に關せず、焼入硬化性は Al を多量含有すると増加するが、Al を少量添加すると焼入深度は減少する。此の焼入硬化性の復歸現象に及す影響は少量含有する時の核作用の爲に結晶の微細化及び多量含有する時の合金作用の鋭利なる事に依つて明らかに説明する事が出来る。過熱及び焼割に對する感度は硬度に反比例して變化する。Al 添加による結晶の微細化は焼準状態にて現出する。McQuaid-Ehn の實驗評論は焼割を惹起する過熱溫度値より不正確である。

少量の Al を添加すると結晶が微細化して衝擊値を増加し、破斷する場合でも極めて靱性の大である事を示す。

Al で脱炭せる Al 鋼の焼入硬化性に就いては前述と不變にして真空熔解の時、焼入硬化性及び過熱感度に影響を與へない。大氣中でもそれは少い。而して鑛素中での熔解では AlN 生成のため核作用を生じ、結晶の成長及び焼入硬化性に影響する。Al を少量含有する鋼を焼鈍すると、球狀作用が悪化する。脱炭性は焼入硬化性の如く變化する。

又少量の Al を含む時は擴散作用を阻碍し多量の Al を含有するときは合金作用は脱炭深度を大にする。Al を含有する焼入鋼が有する保磁力の惡化及び焼戻抵抗性に及す Al

の作用の缺點は多量の Al を含む時は明瞭に現れ、他のカーバイトを含む鋼の状態とは一致しない。1~2.5% Al 鋼の焼入硬化性の強化は他のカーバイト生成の爲と考へられる。

是が説明の一つとして C と Al の交換作用即ち鐵-カーバイトに Al を加入する事により説明する事が出来る。

文 献

- (1) Iron-Age 136, (1935), Nr. 15, S. 20/27; Nr. 16, S. 28/34, 84, 86 u. 88.
- (2) Schrifttumsübersicht in der Ausführlicheren Darstellung Techn. Mitt. Krupp, Forsch.-Ber. 1938, Nr. 8, S. 139/56.
- (3) Wiss. Abh. phys.-techn. Reichsanst., Berlin, 4. (1918), S. 267/410.
- (4) Arch. Eisenhüttenw. 5, (1931/32), S. 111/21.
- (5) Trans. Amer. Soc. Steel. Treat. 20, (1932), S. 385/428; Vgl. Stahl u. Eisen 53, (1933), S. 959/60.
- (6) E. Houdremont und H. Schrader: Stahl u. Eisen 56, (1936), S. 1412/22. u. 1486. (Werkstoffaussch. 358).
- (7) E. Houdremont: Krupp. Mh. 11, (1930), S. 270/86.
- (8) Trans. Amer. Soc. Met. 22, (1934), S. 879/1925.
- (9) Metal Progr. 30, (1936), Nr. 3, S. 39/45.
- (10) L. Guillet: La cementation des aciers au carbone et des aciers spéciaux. Mem. Soc. Ing. civ. 57, (1904), Bd. 1, S. 177/207.
E. G. Malin und F. T. Mootz: Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 18, (1930), S. 552/83.
E. Houdremont und H. Schrader: Arch. Eisenhüttenw. 8, (1934/35), S. 445/59, (Werkstoffaussch. 299).
- (11) R. Baumann: 5. Tagung Allg. Verb. Dtsch. Dampfkr.-Ueberw.-Ver. Zürich. 1926. Berlin. 1927, S. 39/44.
- (12) Stahl u. Eisen 56, (1936), S. 1201/10, (Werkstoffaussch. 353).
- (13) Trans. Amer. Soc. Met. 25, (1937), Nr. 2, S. 490/535.
- (14) J. Iron Steel Inst. 1890, II, S. 161/230.
- (15) J. A. Oehler: Metal Progr. 33, (1938), Nr. 6, S. 579/83.
- (16) Arch. Eisenhüttenw. 11, (1937/38), S. 145/56.
- (17) Trans. Amer. Soc. Met. 24, (1936), S. 96/132.
- (18) Stahl u. Eisen 56, (1936), S. 1113/24 u. 1289.
- (19) Foundry Trade. J. 36, (1927), S. 169/73; Vgl. Stahl u. Eisen 48, (1928), S. 1585.
- (20) Arch. Eisenhüttenw. 4, (1930/31), S. 221/24, (Werkstoffaussch. 134).
- (21) Arch. Eisenhüttenw. 11, (1937/38), S. 607/14, (Werkstoffaussch. 423).
- (22) J. Iron Steel Inst. 130, (1934), S. 419/28; Vgl. Stahl u. Eisen 54, (1934), S. 1341.

-
- (23) E. Houdremont und H. Schrader: Techn. Mitt. Krupp, A: Forsch-Ber., demnächst.
- (24) W. Tofaute, A. Sponheuer und H. Bennek: Arch. Eisenhüttenw. 8, (1934/35), S. 499/506, (Werkstoffaussch. 302).
- (25) E. Houbremont, H. Bennek und H. Schrader: Arch. Eisenhüttenw. 6, (1932/33), S. 24/34, (Werkstoffaussch. 182).
- (26) Oesterr. Pat. Nr. 139430, (1934), von Gebrüder Böhler & Co., Wien.
- (27) Unveröffentlichte Untersuchung von W. Jellinghaus.
-