

鋼のオーステナイト結晶粒度に就て(第二報)

(日本鐵鋼協會第 24 回講演大會講演 昭. 15. 10)

河 合 正 吉*

UEBER DIE AUSTENITSKORNGROESSE DES STAHLES (II)

Masayosi Kawai

SYNOPSIS—Man sagt, dass die Austenitskorngroesse das eigentliche Merkmal des Stahles ist. Um die Austenitskorngroesse zu suchen, pflegt man den Stahl bis 925°C zu erhitzen, und es 6 Stunden lang bei dieser Temperatur zu erhalten; und nur jene Korngroesse unter diesem fast zufälligen Zustand ist allein leicht als eigentlich angesehen. Aber die Korngroesse verändert sich mit der Erhitzungstemperatur und auch mit dem Erhitzungsdauer. Der Verfasser sucht diesem Veränderungscharakter der Korngroesse durch eine spezielle, die Korngrenze entwickelnde Methode, d. h., die Doppelhärtungsmethode, und erkennt, dass es einen grundsätzlichen Unterschied zwischen dem Kohlenstoffstahl und dem Sonderstahl gibt.

Schon hat man die Tatsache klar gemacht, dass die Austenitskorngroesse vielen oder wenigen Einfluss auf mehreren Eigenschaften des Stahles ausübt. Ihre starke Wirkung äussert sich beim Kohlenstoffstahl, weil dieser, wegen seines Mangels an einflussreichen Elementen, empfindlich gegen den andern Faktoren ist; während beim Sonderstahl ihre Wirkung gegen der Legierungsgrösse kleiner wird. Das Element, das den Einfluss der Korngroesse höchst unklar macht, ist ohne Zweifel der Nickel. Neuerdings muss man um die nickellosen oder nickelarmeren Sonderstählen anstatt der nickelhaltigen oder nickelreichen handeln, so kann man den Einfluss der Korngroesse auch beim Sonderstahl nicht auslassen, besonders beim Automobilstahl, bei welchem es um die Gleichmässigkeit sich handelt.

Zum Schluss kommt der Verfasser aus eine Methode zur Beherrschung der Austenitskorngroesse des Stahles und gibt einigen Auffassungen darüber.

I. 緒 言

鋼の性質を推定すべき重要な手懸りはその化学成分である。然るに同一の化学成分でも溶解時の装入材料、操業法に依つて鋼の性質に著しい差異の現れる事は周知の事實である。併し此等の差異の生ずる原因に関しては、その研究は未だ緒に就いたのみである。即ち最近頃に盛んとなつた製鋼作業の物理化学的研究、鋼中ガスの研究、非金属介在物及び結晶粒度の研究等は何れもこれを解明せんとする試みの數例である。蓋し此等の研究が完成された際には、製鋼法に著しい改変が行はれるものと推察される。この意味に於て従來の化学成分のみに重きを置いた製鋼法は、現在企圖されつゝある製鋼法に對し、古典製鋼法と名付ける事が出来よう。

上述の如く結晶粒度の研究は新製鋼法研究の一項目に相當するものと考へられる。従つて他の研究と密接なる連絡を取つて研究の進歩を計らなければならないが、本報告に於ては粒度表示法に関する第一報に次いで、先づ結晶粒そのものの性質を知る爲に粒度と加熱時間、加熱温度との關係を調査して粒度特性曲線を求め、粒度に對して二次的に

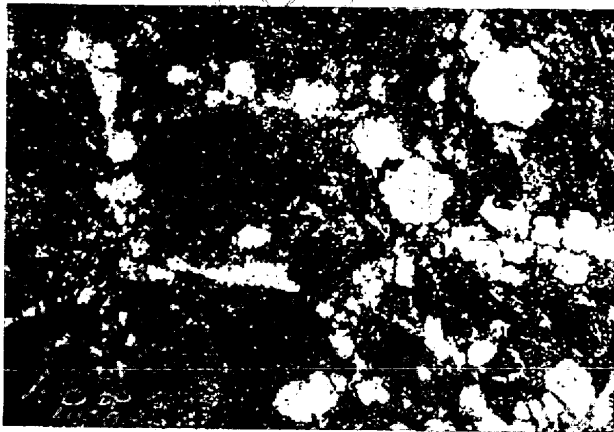
影響するものと推察される諸因子を吟味し、これと平行して結晶粒度の特殊鋼に及ぼす諸影響を考察し、最後に粒度を一次的に決定する諸因子の制御法に關して著者の二三の見解を述べんとするものである。

II. 結晶粒の性質

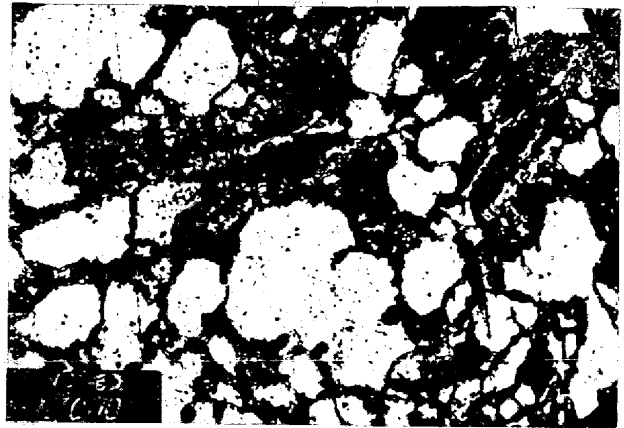
1) 粒度と加熱時間及び加熱温度との關係

鋼を常温から加熱すれば A_{c1} 點で $\alpha \rightarrow \gamma$ 變態が開始され、 γ 晶は結晶核を中心として發達し、各結晶粒が相接すれば境界の性質に従つて、結晶の成長が其儘停止するか、或は結晶粒間の合一が行はれる。第1圖、第2圖はその情況を示すものである。殊に第2圖に於てはオーステナイト粒界が變態中に侵された爲、結晶粒間の接觸、結晶粒間の合一(結晶粒中に中斷した結晶粒界の痕跡が見られる)等が明瞭に見られる。かくして A_{c3} に到れば變態は完了し、結晶粒は所謂初期粒度を示す。更に温度が上昇すれば結晶粒間の合一に依り次第に大粒となり、一定温度に達しこれに充分長時間保持すれば、結晶の生長現象は飽和しその温度に特有な飽和粒度 N_s を呈するに到る。 $1/N_s$ と温度との關係を形式的に圖示すれば第3圖のやうになる。今 A_1 より試料を加熱すれば、結晶粒の大きさは A_1 -P-Q に

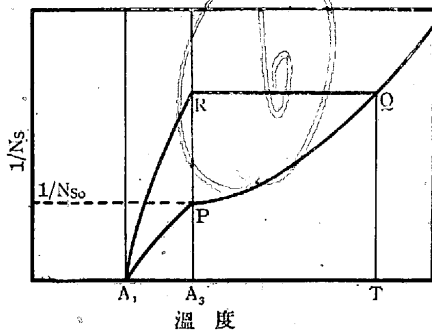
* 三菱重工業株式會社社長崎製鋼所 第一報は第7號に上掲



第1圖 Ac₁ 附近に於ける變態情況

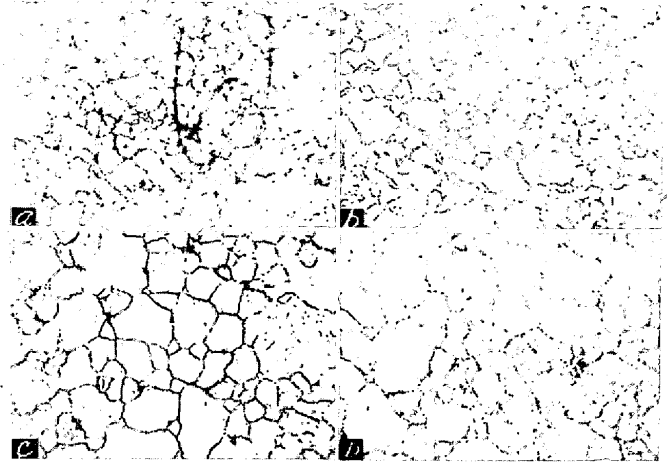


第2圖 Ac₃ 附近に於ける變態情況



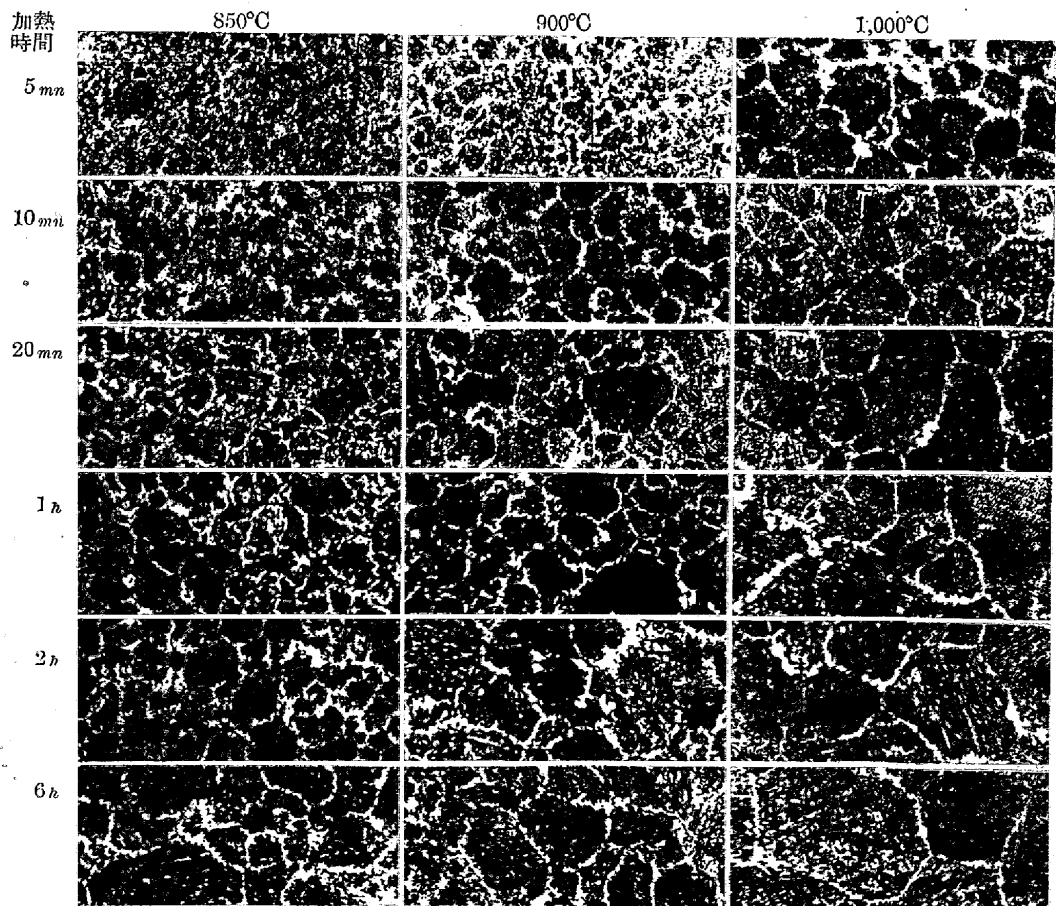
第3圖 温度と粒度との關係

從つて大となる。温度 T 迄加熱して冷却すれば粒度は變化せず茲に結晶粒度の不可逆性が成立する。即ち温度を A₁-A₃-T-A₃-A₁ と變化すれば、粒変は履歷曲線 A₁-P-Q-R-A₁ を畫く。Q より R への不變性は滲炭法、二回焼入法等の粒界現出法では暗に假定してゐるが一應吟味する必要がある。第4圖は



第4圖 粒度の不可逆性

- (a) 850°C × 1h
- (b) 950°C × 20mn → 650°C × 2h → 850°C × 1h
- (c) 950°C × 20mn
- (d) 950°C × 20mn → 850°C × 1h



なる熱處理を施してその粒度を鹽浴法により求めたものであるが、
a=b; c=d
の成立する事が認められる。

併て上述の如く粒度は各温度に對して加熱時間と共に變化して、遂に飽和粒度を呈するに到る。

この特性を視ふ爲に 0.3% C の炭素鋼及びニ

第5圖 粒度と加熱時間 (ニッケルクロム鋼)

3.6 x 40 = 144.0

ツケルクロム鋼に就て各加熱温度に於て保持時間と粒度との関係を求めた。現出法としては2回焼入法及び鹽浴法を採用する事とした。第5圖はニツケルクロム鋼の粒度寫眞を示すものである。

第6圖及び第7圖に炭素鋼及びニツケルクロム鋼の粒度特性曲線を掲げる。圖 a, b を比較すれば鹽浴法に依る場合の時間的の遅れが見られる。次に炭素鋼に就て考察すれば、低温度の際は極細粒をなすが時間と共に急激に生長し、總ての温度を通じて略2hで飽和する。又ニツケルクロム鋼に於ても略同様であるが、温度が高くなるに従つて飽和時間が小となり、1,000°Cに於ては加熱後5mnにして第5圖の如き大粒をなすに到る。ニツケルクロム鋼に於ては飽和速度は比較的小である。即ち比較的低温度では加熱時間が6hを経過しても猶生長を停止しない。猶飽和速度の小なる範圍では第8圖に見られる如く粒度と加熱時間との間には

$$N = a / \log t$$

が成立する。この飽和速度の小なる事はニツケルクロム鋼のみに止らず、更に他の特殊鋼にも現れる現象であり、特にタングステン鋼に著しい。次に第1表は取鍋中で、熔鋼1t 當アルミニウム0.3kgで脱酸せるニツケルクロム鋼の

粒度を示すものであるが、900°C迄は殆ど保持時間及び温度に依らず細粒の状態にあるが、この臨界温度を過ぎれば結晶粒は急激に増大して、寧ろ粗粒鋼よりも大粒にならんとする傾向を示してゐる。

飽和粒度 N_s に就ては既に第3圖に依つて詳述したが、

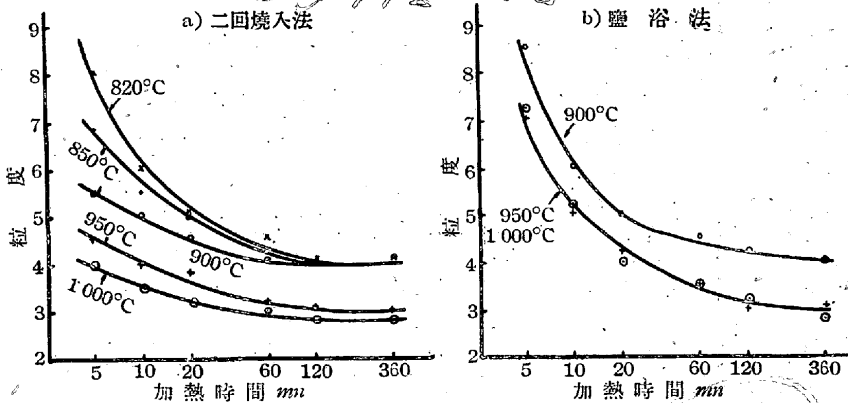
第1表 熔鋼1t當りアルミニウム0.3kgに依る
脱酸鋼の結晶粒度と保持時間及び温度との關係

温度 時間	850°C	900°C	950°C	1,000°C
5mn	Gd 9.0	Gd 9.0	Gd 6	Gd 5
10	Gd 8.5	Gd 8.5	Gd 3(70%), Gd 7(30%)	Gd 2(60%), Gd 5(40%)
20	Gd 8.2	Gd 8.0	"	"
60	Gd 8.0	Gd 8.0	Gd 12(60%), Gd 7(40%)	Gd 2(70%), Gd 5(30%)
120	Gd 8.0	Gd 8.0	Gd 2(80%), Gd 7(20%)	Gd 1(80%), Gd 5(20%)

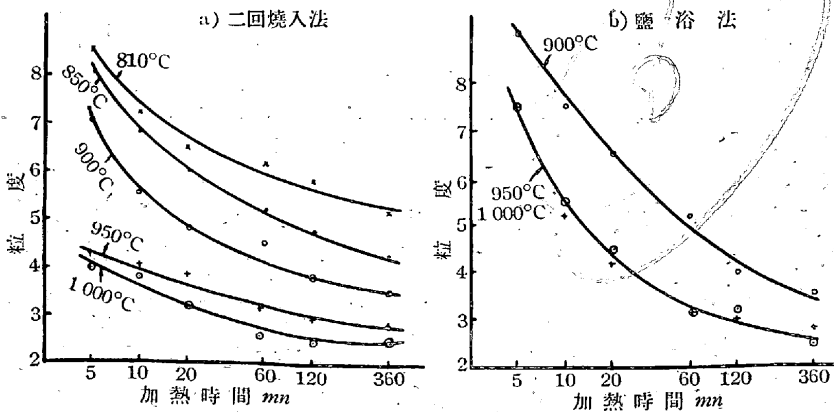
實際に0.3% Cの炭素鋼、ニツケルクロム鋼、アルミニウムに依り脱酸せるニツケルクロム鋼に就て求めて見た。

特殊鋼に於ては比較的低温の場合には、既述の如く N_s は長時間加熱に依つて始めて得られるが、近似的な値を與へるものとして保持時間は2hとした。第9圖は炭素鋼及びニツケルクロム鋼の粒度寫眞を示すものである。猶茲に興味ある事柄は二回焼入法に依つて得られたマルテンサイト網がニツケルクロム鋼乃至ニツケルクロムモリブデン鋼に於ては連続した状態で現れるが、ニツケルを含まない

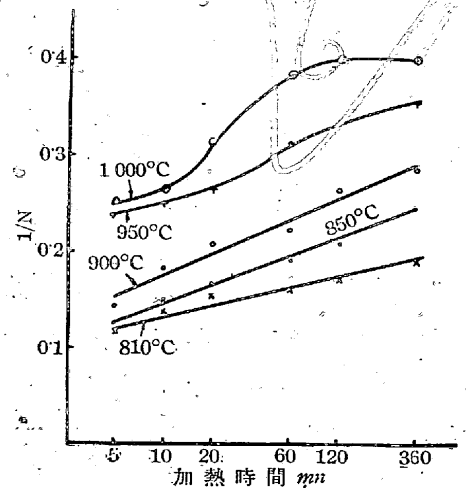
クロムモリブデン鋼、炭素鋼等に於ては断続した粒状に現れる傾向を示す事である(第9圖参照)。その原因に関しては、或は炭化物の凝集状態の差異に依るものか、或は他の結晶核の性質の差異に依るものか不明である。第10圖に就いて觀察すれば、先づ注目すべき事柄は炭素鋼



第6圖 炭素鋼



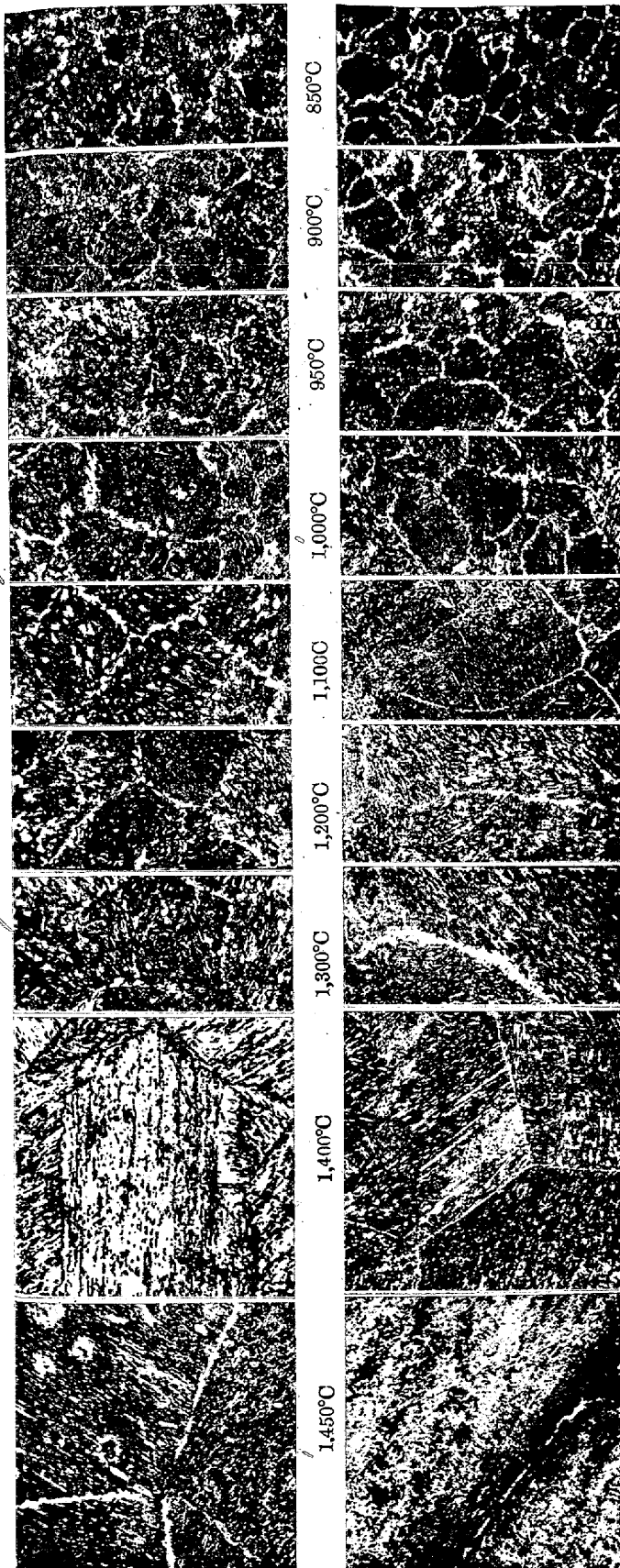
第7圖 ニツケルクロム鋼



第8圖

炭素鋼

ニッケルクロム鋼



加熱 2h

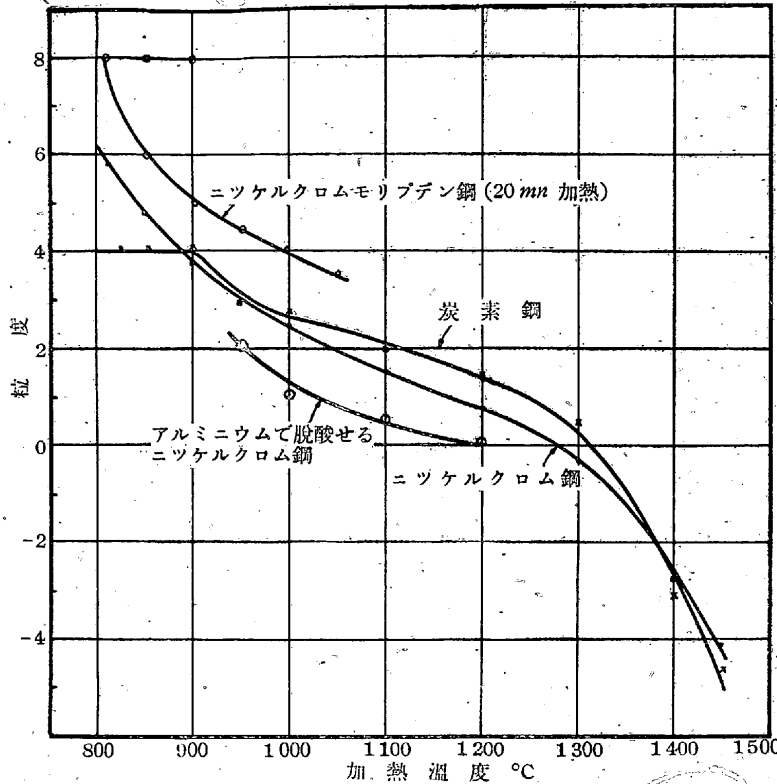
第9圖 飽和粒度と加熱溫度

が 900°C 以下では一定の N_s を有する事である。從來 McQuaid-Ehn 法に於ては粒度を現出すべき溫度としては 925°C を採用してゐるが、これは單に滲炭が最も普通に行はれる溫度に相當するに過ぎない。換言すれば粒度と溫度との間の關係に就ては何等の考慮も拂はれてゐなかつたのである。この意味に於て滲炭法で加熱溫度を一定した理由は寧ろ偶然的と云ふ他はない。然るに炭素鋼に於ては上述の如く 900°C 附近を境として、これより低温では粒度は略一定する事が知られた。勿論この臨界溫度は炭素鋼に於ても一定したものではない。然し特に細粒鋼（或は Duplex 鋼）ならざる限り臨界溫度附近にはさまで急激な粒度の變化は現れないから、滲炭法に依つて表された粒度を以て鋼の特性と考へても不合理ではない事が初めて了解されるのである。

これに反して特にアルミニウムで脱酸しない時は、特殊鋼に於ては臨界溫度は存在しない。即ち加熱溫度を下げる事に依つて粒度を大ならしむる事が可能である。これは特殊鋼の N_s への飽和速度が小なる事に依るものと考へられる。兎に角特殊鋼に於ては滲炭法の如く粒度を一定溫度及び一定時間で現出しても、その粒度のみを以て鋼の特性を規定する事は出来ない。現在の處唯一操作のみを以て粒度を與へるべき適當な方法は知られてゐないが、この問題は他の鋼の性質との關連を見て初めて解決されるものと考へられる。アルミニウムで脱酸せるニッケルクロム鋼に於ては 900°C 以下では炭素鋼と同様に略一定な粒度が得られた。然るに臨界溫度を過ぎれば結晶粒の一部は急激に生長して高温では粗粒鋼よりも大粒をなす。従つてこの場合にも滲炭法の適用は合理的である。

2) 粒度と加工との關係

粒度に對して二次的に影響を及ぼす因子として加工を考へる事が出来る。若し結晶粒界が鋼片に就て幾何學的に一定の位置を有するものならば、加工の影響を受ける事は當然であり、更に又加工に依り粒度と密接な關係にある結晶核、或は結晶粒の生長を制御する介在物の消失、出現が起り得るものと考へられる。高温加工に依りオーステナイト結晶粒が如何に變化するかを見る爲に、大きさ $30\text{mm}^2 \times 30\text{mm}$ なるニッケルクロム鋼の試料を 1,200°C に加熱しこれを 950°C 迄冷却して据込鍛造（一回の鏈打にて）し、直ちに水冷を行ひ、二回焼入法に依つて粒度を現出した（第 11 圖参照）。圖に依れば鍛造の際杵に接した部分は殆ど變形を受けなかつた爲、1,200°C に於けると同程度の粒



第10圖 飽和粒度

側 面

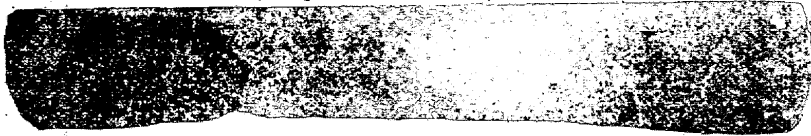


表 面



第11圖 据込鍛造試料

度を示してゐるが、他の部分は再結晶の爲細粒となつてゐる。變形度が適當に小ならば結晶粒は再結晶せず、變形された状態を保ち、その情況は第12圖の通りである。第13圖は鍛造の際生じた双晶面が $\alpha \rightarrow \gamma$ 變態の際結晶核と

なる事を示すものである。併しこれを再加熱すれば結晶粒の大きさの不同は全く消失する。従つてオーステナイト結晶粒に關しては層狀組織は明瞭に見られない。唯結晶粒の排列を比較的粒度の倍率で檢鏡すれば、第14圖の如く部分的に層狀組織が見られる。即ち數個の結晶粒界が略一直線狀に壓延方向に排列してゐる。これに依れば結晶粒界には位置の一定した恆常的な部分と、偶發的な部分例へば單に二結晶粒が生長の途中相接して生ずる粒界等より成るものと考へられる。更に粒度に對する鍛造の影響を定量的に調査する爲、鋼塊の鑄込の儘の状態と加熱後の状態とを比較した。試料としては細粒鋼を選び、鑄込の儘と鍛造比を變化した場合の粒度を950°Cに2h加熱して比較したが、鍛造の効果は極めて不明瞭である。その一例として第15圖は鍛造比16の試料と鑄込の儘の試料とを比較したものである。粗粒鋼に於ては加工の影響は更に微弱である。低温加工の影響に關しても炭素鋼及びニッケルクロム鋼に就て調査したが、前者に就て軽度の微細化作用が認められたのみである。此等の結果は M. A. Grossmann¹⁾ とよく一致する。

併て上述の結果よりオーステナイト粒界に就いて次の如き考察を加へる事とする。即ち結晶粒界には一定の位置を有する安定なる粒界と、その熱履歴に依つて變化する粒界とが存在する。前者は高温に於ても安定で膜狀をなすものと考へられる。従つてその分布状態は勿論鍛造の影響を受けるであらう。而も高温に於て後者の粒界形成効果が

消失する時は、粒界の全部が前者に依つて占められる事になる。然るに低温に於ては粒界を規定するのは高温で

¹⁾ Grossmann, M. A.: Trans. A.S.S.T. 21 (1933) p. 1079.

24 x 24 43696

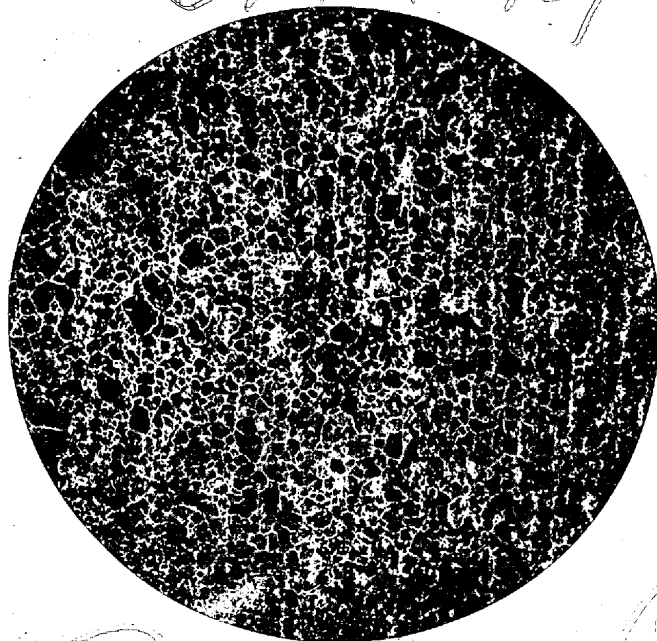
24 x 24 7696



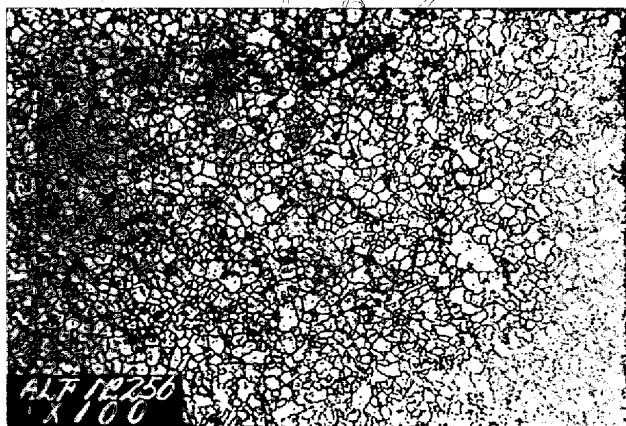
第12圖 オーステナイト粒の變形

第13圖 双晶の發生

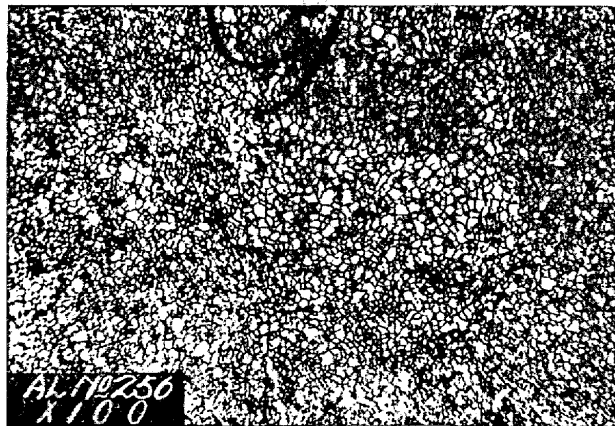
27 x 27 = 729



第14圖 層狀組織 (x25)



(鑄込の儘)



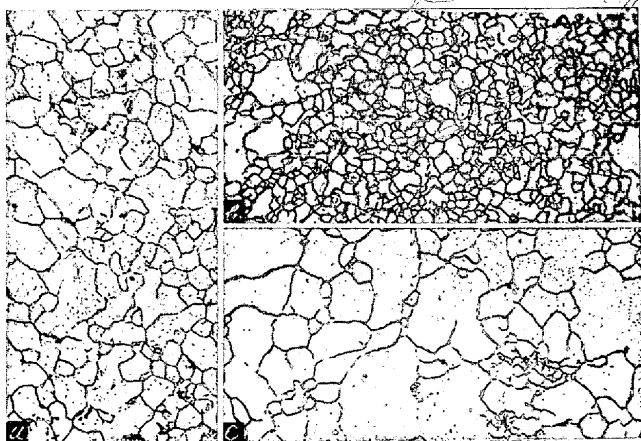
第15圖 粒度と鍛造

(鍛造比16)

で制御作用を失ふか、或は全く消失し去る微細なる非金属介在物及び炭化物(窒化物、硫化物)と、鋼の表面エネルギーとの相關關係と考へられる。従つて之等の諸因子が鍛造の影響を受けない限り、鋼の粒度は不変であり、鍛造効果の不顯著な事が理解されるのである。これに関する詳論は粒度制御法の章に譲る事とする。

3) 鋼の凝固速度と粒度

大鋼塊と小鋼塊とに於ては一次晶は勿論、比較的低温度に於けるオーステナイト粒度にも著しい差異が見られるが、これに就て二三の考察を試みる事とする。先づ熔鋼が凝固する場合、凝固温度に従つて核発生速度と結晶速度が定まり一定の結晶粒度を有するに到る。この際一結晶粒内に於ても樹状偏析が存在するが、更に各結晶粒界に形成する部分は熔融点低く粒内とは著しく異つた性質を有し、爾後變態を繰返す際にも常に結晶粒界をなすであらう。大鋼塊と小鋼塊とに於て溶解条件の差異を考へなければ、粒度に影響を及ぼすものは凝固速度と考へる事が出来る。結晶粒度と凝固速度との關係を知らんとすれば後者と核発生速度及び結晶速度の2因子との關係を知らなければならない。當面の問題に於ては凝固速度大なる程平均核発生速度大となり、粒度も共に増大するものと考へられる。従つて結晶粒界の面積は大となり、粒界形成物質は細分された状態を呈する。かくして一次晶は凝固速度を増す事に依り微細化されるのである。オーステナイト結晶粒に差異が現れるのは、勿論一次晶の微細化の有無とも部分的に連關するが、更に



第 16 圖 粒度と凝固速度

粒度を制御する微細なる介在物が凝固の途中に凝集上昇するや否やに依るものと考へられる。第 16 圖に於て

(a) 30t 鋼塊より採取せる試料

(b) 上試料を 8kg 高周波爐で再溶解したものより採取せる試料(金型鑄込)

(c) 同試料をクリプトル爐で再溶解し、凝固點附近の冷却速度を $100^{\circ}\text{C}/\text{h}$ として凝固したものより採取せる試料を 925°C の鹽浴中に 2h 加熱して粒度を現出したものを比較する。これは上述の推論を確めるものと云ふ事が出来る。

III. 結晶粒度と鋼の性質

炭素鋼乃至低合金鋼に就て結晶粒度と鋼の性質に関しては次の如き點が明かにされてゐる。即ち粒度大なるものは小なるものに比し

- 焼入感度小
- 衝撃値大
- 高温度に於ける機械的性質は比較的不良
- 耐蝕性良
- 滲炭量小

である。然るに合金量が増加するに従つて結晶粒度の効果を壓倒し、後者の影響は極めて不明瞭になる。

種々の合金鋼に就て

- 焼入感受性
- 衝撃値
- 高温度に於ける機械的試験値
- 焼割れ感受性
- 鋼の一様性

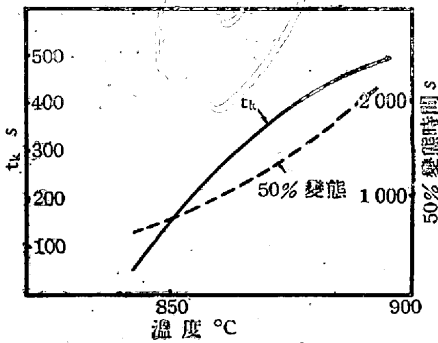
と結晶粒度とに就て再吟味を行つた結果を掲げる。

1) 焼入感受性

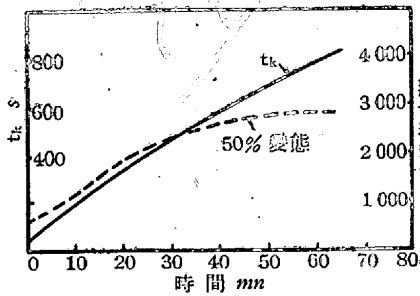
合金鋼に於ては結晶粒の焼入感受性に及ぼす影響は當然小なる事が期待される。何となれば合金元素の効果は焼入感受性に對する効果に於て最も顯著なるが爲である。

他方等温變態の研究²⁾に依れば、 A_3 以上の加熱温度から一定温度 (A_1 以下) に急冷した場合に、變態開始温度 t_k 及び變態速度は加熱温度及び加熱時間の影響を受ける事が知られてゐる。炭素鋼の場合と同様に結晶核はオーステナイト粒界に密集して發生する。従つて粒度と密接な關係ある事が豫想される。第 17 圖及び第 18 圖は夫々 6% クロムニツケルモリブデン鋼を各温度に 10mn 保持して 700°C で等温變態を行はしめた場合及び 4% クロムニツケルモリブデン鋼を 850°C に保持して保持時間を變へた場合の變態開始時間 t_k 、50% 變態に要する時間の變化する状態を示すものである。これを第 6 圖、第 7 圖及び

²⁾ 本誌第 27 年 第 9 號 663 頁參照



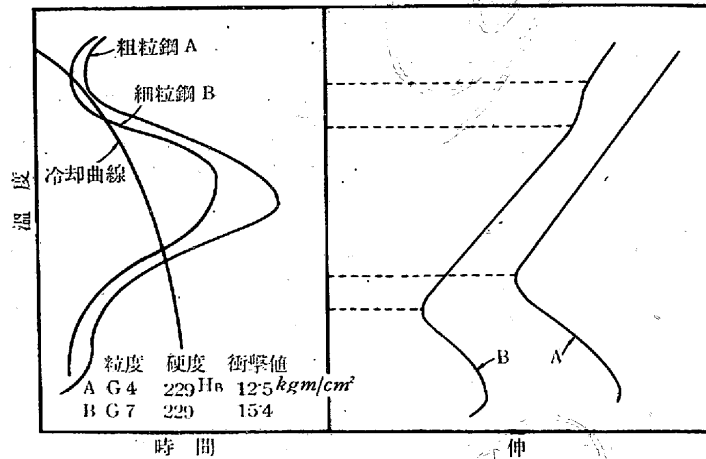
第17圖 加熱温度の影響



第18圖 加熱時間の影響

第9圖と比較すれば、温度時間に對する變動の傾向の類似性から粒界の核発生作用が明瞭に看取される。

偕て結晶粒度はかくの如き意味に於て焼入感受性と關連する。然るに合金鋼に於ては變態が緩慢であるから、粒度の影響は炭素鋼に比し餘り顯著ではない。即ち t_{50} 50%變態に要する時間が粒度に依り變化する量は全變態を終了するに要する時間に比し小なる事に依るものである。併しかゝる僅小なる變態條件の差異も臨界焼入冷却の際には相當な變態効果の差異を生ずる事がある。その一例として次のやうな場合を考へる。第19圖はクロム鋼に關して臨界焼入の際のS曲線と冷却曲線並に熱膨脹曲線との關係を示



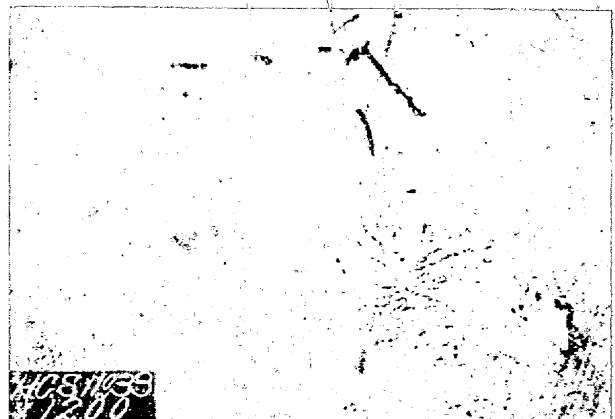
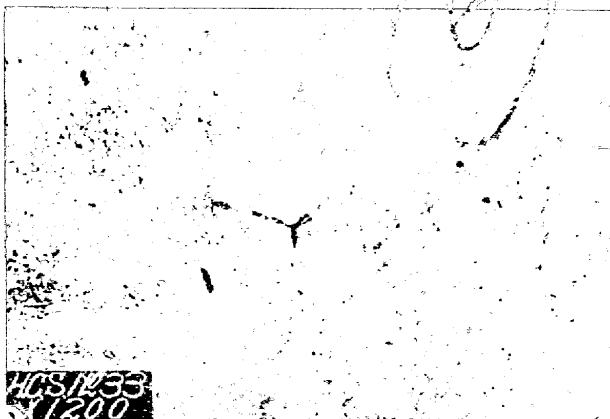
第19圖 クロム鋼の焼入感受度と結晶粒度

すものであるが、粒度大なるものは上部の變態を部分的に行ひ、膨脹曲線の示す如くフェライトを析出し、爲に不變態部の炭素量が増加し、下部の變態は更に高炭素の鋼種のS曲線に従つて開始し、粒度小なるものよりも却つて低温で變態する。此等の鋼種では下部の變態ではベイナイトを析出する。然るにベイナイトは高温で生ずる程靱性を

害する。更にこの影響は高温で焼戻しても猶残留する。従つて細粒鋼は不完全焼入を受けても却つて優れた靱性を有するのである。

2) 衝擊値

炭素鋼殊に高炭素鋼に於ては結晶粒度の衝擊値に及ぼす影響は極めて顯著である。結晶粒度の影響としては、先づ焼の入る場合にはマルテンサイトの大きさとこれに伴ふ結晶粒内に生ずる應力が重要な因子と考へられる。材質が硬脆なる場合には所謂“Micro-crack”を生ずる。第20圖は0.9% C鋼に生じた“Micro-crack”を示すものである。顯出法は試料を900°Cに加熱後810°C迄冷却後水冷し、研磨面を1%鹽酸で3mn腐蝕し、1,200倍に擴大した。この割れが水冷時に生じたか、或は腐蝕に依つて生じたかは不明であるが、これが破壊の際弱點となる事は疑ひない。而るに合金元素が添加されれば靱性が増加すると同時にAr'變態の際の變態速度が小となる爲に變態應力が衝擊的に生じないから、高炭素合金鋼には“Micro-crack”は發生し難い。又炭素量小なる時は靱性大となるから“Micro-crack”の發生は同様に困難となる。特殊鋼に於てはAr'變態の起る温度域は比較的大であつて、變態は先づ比較的高温で開始し、合金元素に富む部分が最後に變態する。従つて組織は一結



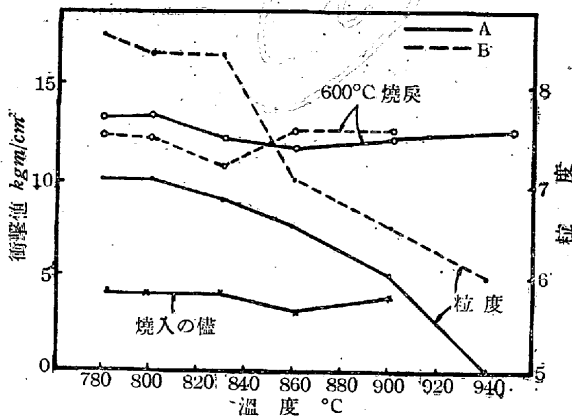
第20圖 Micro-Crack

晶粒内でも不均一である。依つて若し粒度が小ならば之等の不均一部分の斑が粗く靱性に何等かの影響を及ぼすものと考へられる。次に焼の入らない場合には二次結晶粒は勿論オーステナイト粒度に依るから、靱性は粒度により組織の分布状態、二次結晶粒の大きさに依る影響を受けるものと考へられる。衝撃値と結晶粒度との關係に就ては、炭素鋼に關しては既に詳細な報告があるから、強靱鋼として代表的なニッケルクロムモリブデン鋼及び合金量の特に大なる13%クロム鋼に就て調査した。その成分は第2表の通り

第 2 表

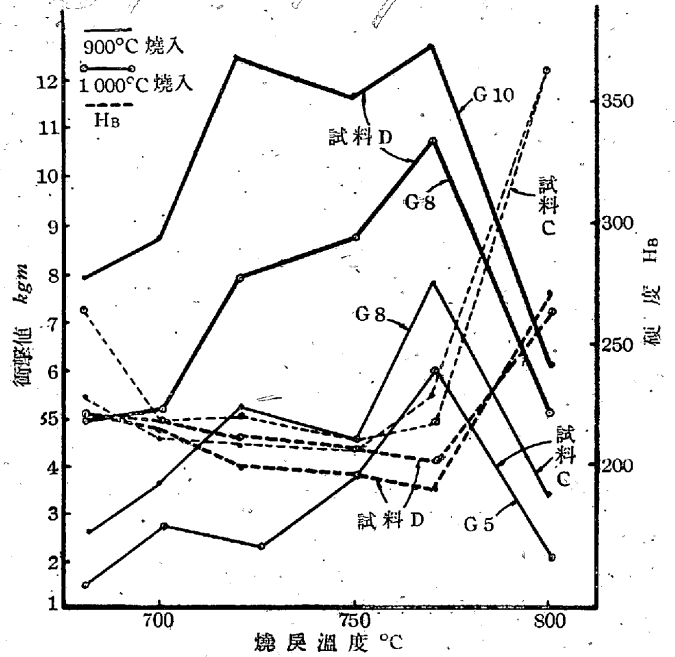
成分 試料	C	Mn	Cr	Mo	アルミニウム (添加量) g/kg
A	0.26	3.05	0.69	0.39	—
B	0.28	3.08	0.76	0.30	0.2
C	0.16	0.65	13.12	—	—
D	0.14	0.57	12.29	—	0.2

である。但今日迄の報告では結晶粒度は多く滲炭法に依つて顯出され、實際に熱処理が行はれた際の粒度との關係は認められてゐない。依つてこれを吟味する爲にニッケルクロムモリブデン鋼及び13%クロム鋼に就て各焼入温度に對し夫々二回焼入法及び鹽浴法で粒度を求めた。第21圖は試料 A, B に就て焼入温度と衝撃値、結晶粒度との關係を示すものであるが、低温、高温焼戻兩者共結晶粒度と關係ない事が知られる。



第 21 圖

次に13%クロム鋼に就て調査した結果を述べる。特にこの種の鋼を選んだ理由は、先づ低ニッケルなる事、熱処理温度の高き事に注目し、結晶粒度の影響を受ける事大なりと豫想したからである。第22圖は900°C, 1,000°Cから油焼入したものを種々の温度に焼戻して衝撃値及び硬度を求めた。試料Cに比しアルミニウムで脱酸せる試料Dは衝撃値に於て斷然たる値を示してゐる。更にクロムモリブデン鋼、クロムマンガン鋼等に於ても衝撃値に及ぼ



第 22 圖

す結晶粒度の影響は含ニッケル鋼に於けるよりも顯著である。クロムマンガン鋼に於ては特に結晶粒を微細化する爲にワナヂウムの添加が行はれてゐる事は良く知られてゐる事實である。最近國內のニッケル不足により代用鋼の使用が普遍化されようとしてゐる。現在の處質量効果を減ずる爲にはニッケルの代用となるものはマンガンのみである。然るにマンガンは後述する如く結晶粒の粗大化を容易ならしむる傾向を有する。更に鋼の靱性を増大せしむる效果に就ては現在の合金元素中ニッケルに及ぶものは先づないと考へなければならぬ。この意味に於て結晶粒度の冶金學的意義は含ニッケル鋼代用鋼に於て再検討を要するものと考へられる。

3) 高温度に於ける機械的性質

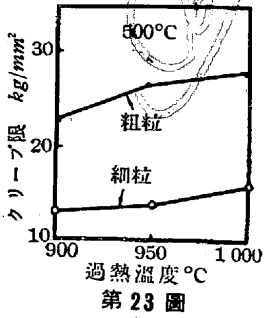
高温度に於ける性質としてクリープのみを考へる事とする。H. Buchscholtz³⁾に依れば第3表及び第23圖の如く粗粒鋼の成績が良好である。又第23圖に於ては同一種鋼でもこれを過熱する事に依つて結晶粒を粗大化せしむればクリープ限の増加する事が示されてゐる。勿論クリー

第 3 表

試料	C	Cr	Mo	アルミニウム (添加量)	粒度	クリープ限 (500°C)
Cr・Mo G	0.17	0.9	0.5	0.88 kg/t	6.5	16 kg/mm ²
Cr・Mo F	0.17	0.9	0.5	0.88	5.5	23

プ限は二次結晶の状態にも關係するから熱処理の際の冷却條件に依り左右され、オーステナイト粒度のみに一義的に關係するものではない。従つて上述の例はクリープ限、粒

³⁾ Buchscholtz, H.: Stahl u. Eisen 59 (1939) S. 331.



度の間の関係が明瞭に現れた特異な場合と考へて良からう。これを要するに普通の場合には粒度のクリープ限に及ぼす影響は餘り明瞭ではないが、上述の例及び結晶粒界の有する物理的意義を考慮すれば、粗粒鋼の高温度で示す優秀性は確認されたものと云ふ事が出来る。

晶粒内の應力等が巨視的な熱應力及び變態應力以外の重要な因子と考へられる。この意味に於て粒度と焼割れ感受性との関係を究明すれば更に興味ある事實に遭遇するものと考へられる。

5) 鋼の一様性

鋼に依り大きさを異にする數群の結晶粒より成るものがある。これを“Duplex”と云ふ。この状態は結晶粒生長開始温度に於てのみ現れるものと、凡ての温度を通じて現れるものがある。前者は細粒鋼に於ては例外なく現れる現象であるが、後者は特殊の鋼に現れ、かゝる性質を有する鋼は異常鋼と名付ける事が合理的であらう。何となればかゝる鋼は樹狀偏析の程度が甚しいものと考へられるからである。E. S. Davenport¹⁾の結果を引用すれば、第5表

4) 焼割れ感受性

今日の處焼割れ感受性を調査する確實な方法はないが、本實驗に於ては 10×10×30mm の試料を真空中で加熱しこれを氷水中に焼入して焼割れの有無を検する事とした。試料の成分は第4表の通りである。試験済の試料を二回焼入法に依つて粒度を現出し焼割れの有無と比較した。各成分に就て第二の試料は第三の試料と冷却速度を同一ならしむる爲に真空中で 950°C より 850°C 迄冷却せしめたも

第 5 表

鋼 種	結晶粒度(840°C)	
	加熱前	加熱後
SAE T-1,335	7+2(30%)	7~8
SAE 4,140	7~8	8
SAE 4,640	7~8	8

第 4 表

試料	成分				熱 處 理	結晶粒度	焼割れの有無
	C	Ni	Cr	Mo			
E ₁	0.35	3.10	1.29	0.43	950°C×1h	5.5	有
E ₂	0.35	3.10	1.29	0.43	950°C×0.5h 850°C×0.5h	5.5	有
E ₃	0.35	3.10	1.29	0.43	850°C×1h	7.7	無
F ₁	0.31	3.01	1.43	0.44	950°C×1h	4.0	有
F ₂	0.31	3.01	1.43	0.44	950°C×0.5h 850°C×0.5h	4.5	有
F ₃	0.31	3.01	1.43	0.44	850°C×1h	7.0	無

の如く3種の鋼を不活性氣體中で 1,220°C に 48h 加熱して均一化せば、結晶粒の大きさが一樣になり、而も微細化する事が知られた。故に 850°C 附近の結晶粒度測定は鋼の均一度を知る一指標たる可能性が認められるのである。

のである。第24圖は E₂ の焼割れ状態を示す。焼割れ感受性の支配因子に就ては今日の處未だ不明であるが、先づ結晶粒界の性質及びマルテンサイトの生ずる際發生する結

IV. 結晶粒度の制御

鋼の結晶粒度支配因子に關しては多くの議論があるが、決定的な事を述べる爲には結晶粒の本性特に結晶粒界の構造を知らなければならない。然るに結晶粒界に關しては實驗が極めて困難であるから現在の處未だ定説はない。従つて以下の議論も實驗的根據は極めて薄弱であり、臆説の範圍を出ない。

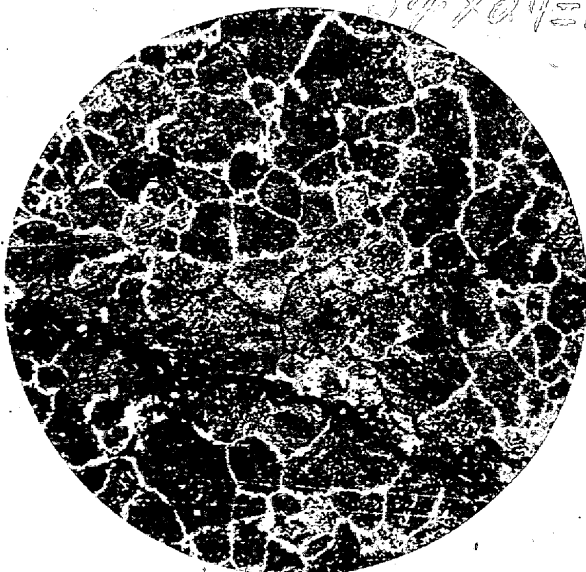
1) 結晶粒界の構造

云ふ迄もなく結晶粒界には全く對蹠的な

(a) 非結晶説

(b) 轉移晶説(結晶説)

の2説が行はれてゐる。大體結晶粒界には單に結晶粒間の接觸面をなす如き場合と、粒界に不純物が偏析する場合とがある。前者は凝固の際の柱狀晶の境界、或は固體に於ける變態及び再結晶に依つて生ずる境界等に見られる。後者としては凝固の際鑄塊の中心部に生ずる結晶粒界を擧げる事が出来る。以下簡單の爲に前者を接觸粒界、後者を偏析



第 24 圖

¹⁾ Davenport, E. S.: Trans. A. S. M. 27 (1939) p. 837.

粒界と名付ける事とする。B. Chalmers⁵⁾ は Chempur 錫(99.986%)に就て双結晶を作り、二結晶は接觸粒界で接しC軸の角度を $14^{\circ}\sim 85^{\circ}$ に變化せしめた各試料に就て熔融點を求めたがこの範圍ではC軸の角度に依らず結晶の熔融點より 0.14°C 低い事を報告してゐる。結論としては、若し粒界が非晶質ならば熔融點は一定値を取らない筈であるから、結晶質と考へる事が妥當ならんと述べてゐる。偏析を缺く點で最も典型的な接觸粒界をなす双晶面は高温でも比較的安定であり、B. Chalmersの實驗に於ても熔融點降下を起さなかつた事は双晶境界の原子配列が亂されてゐない事を意味するものであらう。

偕てオーステナイト粒界に就ても上述の實驗結果を擴張して轉移晶説を採用する事とする。

2) 結晶粒の生長

多結晶は同大の單結晶に比し結晶の境界附近及び粒界の原子排列の亂れに依り餘分の表面エネルギーを有する。従つて他の條件を考へなければ多結晶は不安定な状態にあるものと考へられる。既述の如くオーステナイト粒は加熱温度、加熱時間と共に増大する。これは上述の單結晶化せんとする傾向を示すものに他ならない。然らばこの結晶生長の機構は如何なるものであらうか。先づ轉移晶の厚さは數十個の原子の排列に相當するものと考へられてゐる。従つてその一面に變化が起れば直ちに他面にその影響が及ぶものと考へられる。結晶粒界に於ける結晶に屬する原子と轉移晶に屬する原子とは互に作用し合ひ、自己の從屬する結晶排列に持來さんとするであらう。若し轉移晶に屬する原子の一部が結晶に奪はれれば、この影響は直に他側に及び、轉移晶は自己の安定なる厚さを保存せんが爲に他側の結晶に屬する原子を奪ひ、茲に結晶粒界の移動即ち結晶粒の生長が開始されるであらう。この際その移動の方向は次式に依つて決定されるであらう。

$$E_{AT} + E_{TB} = \Delta E_{AB} > 0$$

茲に E_{AT} とはA結晶の表面に存在する原子が轉移晶に移つた際放出されるエネルギーとする。然る時上式が成立すればB結晶の生長が可能である。猶オーステナイト粒の生長は比較的高温度で行はれるから粒界の移動が開始されれば速に二結晶粒の合一が達せられるものと考へられる。

3) 結晶粒度の支配因子

既述の如く多結晶の状態は不安定と考へられる。然るに

オーステナイト粒はその熔製素材、精鍊法、成分等に依り不安定の程度を異にしてゐる。著者はこの不安定度、換言すれば結晶粒度を規定するものは

(a) 結晶の表面エネルギー

(b) 微細なる非金屬介在物

と考へてゐる。前者は結晶と轉移晶との相互作用を規定し表面エネルギー大なる程粒度は小となる。後者は轉移晶を安定ならしめ、その移動を阻害し、且原子間の相互作用の障壁となり粒度を大ならしめる。唯顯微鏡下で發見し得る程度の大きさのものは比較的少數であるから問題ではなく超顯微鏡的の介在物が略一様に分布し、その一部が結晶粒界を安定化するものと考へられる。結晶粒度が鍛造、熱處理等に鈍感な事實は上述の假定に依り了解される。

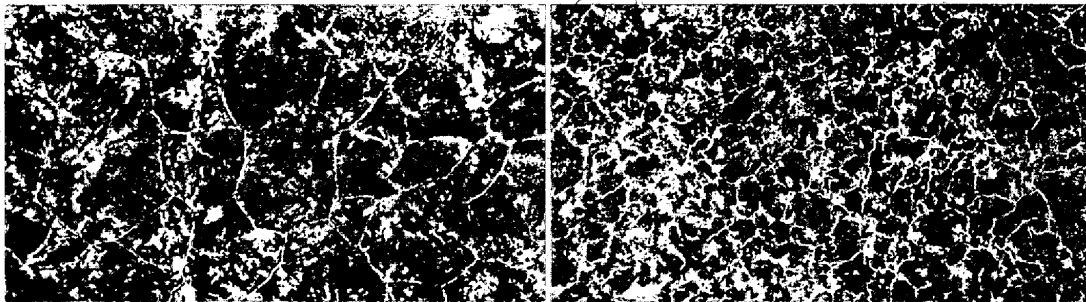
4) 結晶粒度と非金屬介在物

粒度に影響を及ぼすと考へられる介在物としては、金屬の酸化物、窒化物、硫化物、炭化物等を擧げる事が出来る。茲に炭化物の分布状態は鍛造熱處理の影響を受けるから、炭化物が粒度の主なる支配因子をなす場合には溶解後の操作に依り或る程度の粒度制御が可能であるが、この問題は著者の實驗外にあるから省略する。偕て酸化物の作用に関しては Si , Mn , Al , Ti 等に依る脱酸と粒度制御とが最も興味ある問題である事は云ふ迄もない。脱酸の際には同時に脱窒も行はれE. Houdremont⁶⁾等は結晶粒の微細化作用を窒化物に歸せしめてゐるが、これに關する決定的な證左はない。従つて爾後の議論に於ては代表的に酸化物のみを取扱ふ事とする。 Mn に依る脱酸は結晶粒を粗大化する。これは熔鋼中に存在する微細なる SiO_2 系の酸化物を凝集せしめる爲と考へられる。従つて Si を單獨に用ひれば結晶粒の微細化が行はれる。 Al の作用に關しては既に述べる餘地はないが、 Al の如き強烈なる添加劑にはえて不都合なる副作用が伴ひがちである。即ちアルミニウムを添加する場合には添加時の熔鋼の状態には深甚なる注意が必要である。膠質化學に於て溶液中に存在する2溶質が反應して膠質狀の沈澱が生ずる際、膠質粒子の大きさは溶質の濃度と共に増大する事が知られてゐる(von Weimarnの法則)。今鐵を溶媒、 Al 及び O を溶質と考へれば、上述の法則に従つて熔鋼中の O 量が小なる程析出する Al_2O_3 の大きさは小となり僅少の Al 量に依つて粒度調整の目的が達せられ、有害な副作用も現れないものと考へられる。故

⁵⁾ Chalmers, B.: Proc. Roy. Soc. 175 (1940) p. 100.

⁶⁾ Houdremont, E. u. H. Schrader: Arch. f. Eisenhüttenwes. 12 (1939) S. 393.

にアルミニウムを添加する場合には、若し事情が許すならば普通の場合よりも一層脱酸を完全に行ひ、アルミニウムを脱酸剤としてではなく寧ろ粒度調整剤として使用する事が理想であらう。Ti に就ても同様な注意を拂ふ事が肝要であらう。唯興味ある事實は、Al を始めとして V, Zr 等に依る脱酸の効果は、オーステナイト粒の微細化には顯著であるが、鑄造組織には殆ど現れない。寧ろ粗大化する影響が看取される。然るに Ti のみはその兩者の微細化に有力である。これに關しては Ti が合金元素として作用するのか、或はその酸化物が他の物に比し凝固の際核となる傾向が大なる爲か今日の處未だ不明である。次に酸化物が粒度の支配因子ならば、脱酸時に發生した酸化物は時間と共に浮昇凝集するからその微細化作用は次第に減衰する筈である。反對に又結晶粒微細化作用の減衰度より酸化物の浮昇凝集速度が推定される。第 25 圖はクロムモリブデン鋼に對し、アルミニウムを電氣爐中で加へたものと取鍋中で加へたものとの結晶粒度を示すものである。一般に爐中でアルミニウムを加へれば微細化作用は速に減衰する。これは單に時間の影響のみでなく温度と關係する事が大なる爲であらう。猶原鐵を素材として使用すれば鋼の結晶粒は



爐中アルミニウム添加

取鍋中アルミニウム添加

第 25 圖

微細化される。この理由は原鐵中には微細なる介在物に依るもので、これが屑鐵として繰返し熔融を受けるに従つて次第に微細化作用を失ふものと考へられる。

以上の如く微細なる非金属介在物は、たとへ他の因子が存在するとしても、結晶粒度を制御する主因子の一と考へる事が出来るであらう。

V. 總 括

炭素鋼及びニッケルクロム鋼に就てオーステナイト結晶粒の生長現象を觀察し、次のやうな結論を得た。

1) オーステナイト結晶粒は一定温度 T に於て加熱温度と共に生長し、飽和速度 $N_s(T)$ に飽和する。

2) ニッケルクロム鋼は炭素鋼に比し飽和速度は小であ

つて粒度 N と加熱時間 t との間には

$$N = a / (\log t)$$

が成立する。

3) 加熱時間を一定に取れば、粒度は加熱温度の上昇と共に減少する。炭素鋼に於ては 900°C 以下では殆ど一定値を取るが、ニッケルクロム鋼に於ては加熱温度の低下と共に益々増大する。

又粒度に對する鍛造及び凝固速度の影響に關しては

4) 粒度は殆ど鍛造の影響を受けない。これはオーステナイト粒界が殆ど接觸粒界より成る事を意味するものである。併し巨視的に見れば偏析粒界の影響が現れ層狀組織を見る事が出来る。

5) 粒度は又凝固速度の影響を受けるから、粒度を熔解研究の指標とする場合には試料採取の際の凝固条件を吟味する必要がある。

次いで鋼の諸性質に及ぼす粒度の影響を論じ

6) 特殊鋼に於ては粒度の焼入感度に及ぼす影響は餘り顯著ではない。併し臨界焼入の場合には複雑な影響が現れる。

7) 一般にニッケルをマンガンを置換した特殊鋼はマン

ガンの爲に靱性が損はれ且粒度は小ならんとする傾向を示す。この意味に於て含ニッケル鋼代用鋼に對する粒度の影響は輕視出来ない。

8) 粒度は鋼の焼割れ感受性、一様性

とも何等かの關連を有する。

9) 粒度大なるものは小なるものに比して一般に優秀なる性質を示すが、唯高温度の機械的性質に於て後者に及ばない事實は注意を要する。等の結論を得た。

又結晶粒度の制御に關しては、結晶粒の生長現象、結晶粒界及び粒度の支配因子に就て二三の臆説を試み、微細なる非金属介在物の存在の重要性を強調し、粒度制御法に關する注意を述べた。即ち

10) アルミニウムの如き強烈なる添加剤を用ひる時は、添加時の熔鋼の状態の調整には深甚なる注意を要し、von Weimarn の法則を考慮すれば熔鋼中の酸素量は充分低値を取らしむる事が理想である。アルミニウムは脱酸剤としてではなく粒度調整剤として使用せらるべきである。