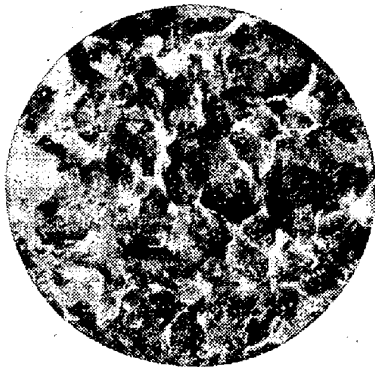
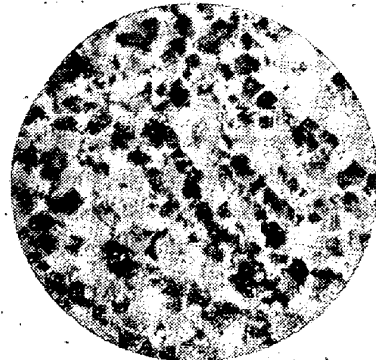


寫 眞 2

Te 添加前



Te 0.07 %



倍率：150 3%ピクリン酸アルコール水溶液にて腐蝕。材質：0.37%C。熱處理條件 850°C×30min W.C, 200°C×40min A.C.

成力が強いことによるものと考えられる。

(8) 窒化物及び炭化物

一般に Te の増加と共に全窒素量が増加の傾向を示し、特に不溶性窒素が増加する(図省略)。又窒素分析による不溶性残渣中に炭素が検出され、その量は Te の添加量に比例している。

IV. 結 言

以上の結果から普通炭素鋼に及ぼす影響を括約すると次の如くである。

- (1) 鍛造性の点から Te の添加量は 0.1%以上が適当である。
- (2) 0.03% Te に於いて最も鋼質を変化させる。即ち焼入性を低下する。
オーステナイト結晶粒度を微細化する。
衝撃値を著しく改善する。
B型介在物を増加する(最大厚さに差異はない)。
フェライトを増加する。
(高炭素鋼ではセメンタイトが集団する)。
- (3) 特に興味あるのは高炭素鋼に於いて降伏点、抗張力を向上すると同時に靱性を附与する。

(91) ボロン鋼の Hardenability の機構について

(On the Mechanism of Hardenability of Boron Steel)

東京大學助教授 工博 橋 口 隆 吉

少量のBが何故鋼の hardenability を増加するかと云うことを、原子論的立場から考察するのが本論文の目的である。

最も簡単な場合として亜共析炭素鋼の場合を考える。

この様な鋼の恒温変態において、Bを含むものと含まないものとS曲線を比較して見ると、Bを含むものの方が、変態の開始が遅れている。これがBが hardenability を増加する効果に他ならない。それ故S曲線が何故時間の長い方にずれるかと云うことを調べるのが我々の目的となるわけである。

そこでまずS曲線の各段階において起る現象を検討することから始めよう。S曲線の鼻から上の温度においては、まず pro-ectectoid ferrite が析出する。その析出状況は実験的によく観察されている¹⁾。すなわち pro-ectectoid ferrite はオーステナイトの結晶粒界に核形成が行われ、その核から成長するに際しては、粒界に垂直な方向よりも、粒界に沿った方向に早く成長する。この様にしてオーステナイト結晶粒はひも状の pro-ectectoid ferrite によつて取巻かれることになる。この粒界の Ferrite から櫛状に Widmanstätten 式の Ferrite が成長することもある。pro-ectectoid ferrite の形成に続いてパーライトが形成される。

次にS曲線の鼻から下の温度であるが、ここでは bainite が形成される。upper bainite がフェライトによつて nucleate され、そのフェライトが矢張りオーステナイトの結晶粒界に核形成されると云うことは、よく知られている¹⁾。lower bainite は現在の知識では不明の点が多いから、この論文においては触れないことにする。以上をまとめて見ると、 A_{cs} 変態点以下 upper bainite の温度までの範囲においては、変態は常にオーステナイトの結晶粒界に核形成されたフェライトによつて開始されると云うことになる。従つて粒界におけるフェライトの核形成を遅らせることが出来れば、hardenability を

増すことが出来ることになる。

そこで次に必要なことは粒界で核形成が行われる機構を知ることである。それには粒界の原子的構造を知る必要がある。

結晶粒界はその両側の結晶の相対角度が小さい場合には dislocations の集合として解釈することが出来る²⁾。

又相対角度が大きい場合には、粒界は diffuse hole を含む遷移層となる³⁾。一般の結晶粒界においては、統計的に云つて相対角度の大きい場合が殆んど総ての場合を占めている⁴⁾。従つて通常のオーステナイト結晶粒界は diffuse hole を含む遷移層から成つていると考えてよい。

この様に diffuse hole から成つているとするならば、オーステナイト粒界は結晶粒内よりも内部歪、従つて内部応力が高いから、そこに核形成が行われ易いことは当然である。従つて pro-eutectoid ferrite 及び upper bainite の核が粒界に形成されることが了解される。

核形成後の成長に関しては、従来 pro-eutectoid ferrite は nucleation and growth によつて成長すると考えられていた。すなわち成長は原子の拡散又は拡散類似の原子移動によつて行われると考えられていた。然し最近 Spretnak 及び Speiser⁷⁾ は pro-eutectoid ferrite が nucleation and shear によつて形成されると主張している。これは従来の考えを全くくつがえす考え方であつて、今にわかに賛否は決定出来ない。Spretnak 及び Speiser はこの様な考の上立つて、Bの影響を論じている。核形成以後の過程が predominant であるとするならば、Shear による場合でなければ、Bの影響は考えられないことは確かである。何故ならば拡散或いは拡散類似の現象に対して 0.001%の程度のBの影響は殆んど無視し得る程度と考えられるからである。

upper bainite に関しても Spretnak 及び Speiser は nucleation and shear と考えているが、これは pro-eutectoid ferrite 以上に現在のところ不明である。

本著者がここで述べようとする機構は、核形成に関するものであつて、これは核形成後の過程が拡散式成長であつても、shear であつても、それにかかわりなく考慮する必要があるものである。将来の研究によつて拡散式成長と決まれば、Bは核形成のみに影響するし、shearと決まれば、Bの影響は核形成と shear の両方に影響すると云うことになる。

前に述べた様に pro-eutectoid ferrite 或いは upper bainite がオーステナイトの粒界に核形成されるのは、粒界の diffuse hole による高い内部応力によるものである。今Bが存在する時に粒界の内部応力がどうなるかと

云うことを考えて見よう。その為に必要なデータとして種々の原子の直径と面心立方格子の鉄の格子間空孔 (interstitial hole) の直径とを表に掲げておく。

原子直径と格子間空孔の直径	
r-Fe	2.57 Å
格子間空孔	1.07
C	1.32
N	1.42
B	1.85

C, N, B は文献 (7) より

炭素及び窒素は参考の為である。粒界の diffuse hole の直径がどの位かと云うことは、困難な問題であるが、定性的に次のことは確かである。(1) Fe 原子の直径よりは小さく、格子間空孔より大きいあらゆる大きさの diffuse hole が存在し得る。(2) diffuse hole と一般に云われているものは、格子間空孔の大きさと Fe 原子の大きさの中間程度以上の大きさを持つものである。

この様な diffuse hole が存在する時に、その直径と同じ程度の不純物原子がこの中に入ると、内部歪は殆んど変らないが、内部応力が除去される。内部応力が除去されれば、変態の核形成の頻度が減少することは明らかであつて、その結果変態が遅くなることになる。前表を見ると C 及び N の原子直径は格子間空孔より僅かに大きいだけであるが、Bは非常に大きい。従つて diffuse hole による内部応力を除去するのにBは極めて有効であることが分る。これがBが hardenability を増加する原因の一つであると考えられる。

diffuse hole は粒界の 5~10 原子に対して 1 個と云う密度であるから、B鋼に添加される B の量でこれ等の diffuse hole を埋めるには充分である。

変態が nucleation and shear によつて進行するとすれば、上述のことは原因の総てと云うことにはならないが、少くとも原因の一つにはなると考えられる。又変態が nucleation and growth で進行するならば、これは原因の殆んど全部と考えることが出来るであろう。

文 献

- 1) R. F. Mehl, J. Iron and Steel Inst., 1948, p. 113.
- 2) W. Shockley, W. T. Read, Phys. Rev. 75(1949), 692; 78 (1950), 275.
- 3) W. M. Lomer, J. F. Nye, Proc. Roy. Soc. A, 212 (1952), 576.
- 4) 福島榮之助, 大川章哉, 國際理論物理學會議日光シンポジウム, 1953, 9月.

- 5) 橋口隆吉, 結晶塑性研究同好會の discussion, 1953, 6月.
- 6) F. C. Frank, 國際理論物理學會議日光シンポジウムの discussion, 1953, 9月.
- 7) J. W. Spretnak, R. Speiser, ASM Preprint, No. 20, 1953.

(92) 含ボロン鋼の研究 (II)

(Study of Boron Steel-II)

特殊製鋼KK 工 山中 直道
工 日下 邦男・〇工 大宮英次郎

第1報に於いては現在の JIS規格を基幹とした各種の強靱鋼及び肌焼鋼の小型鋼塊についてBの添加方法, ジョミニー焼入性及び機械的性質に及ぼすBの影響について述べたが, 本報告は Ni, Mo の節約を目的として強靱鋼及び Cr 肌焼鋼の大型鋼塊にBを添加して質量効果, 機械的性質, 焼戻脆性, 低温脆性等に就いて調査したものである。

I. Ni-Cr 強靱鋼の質量効果に及ぼすBの影響

1 トン高周波電気炉により JIS SNC1 (Ni 1.30%) を熔製し, Bなしのもの, Fe-B を Fe-Ti, Al と同時に取鍋及び炉中に添加したものの3種の 300kg 鋼塊を造り

第 1 表

No.	鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	B
1	SNC1	0.31	0.20	0.63	0.017	0.016	1.30	0.77	ナシ	0.003	0.093	ナシ
2	取鍋中B SNC1B	0.31	0.21	0.63	0.016	0.016	1.30	0.77	ナシ	0.073	0.094	0.0022
3	爐中B SNC1B	0.34	0.28	0.59	0.021	0.014	1.29	0.79	ナシ	0.078	0.112	0.0023
4	SNC2	0.33	0.30	0.42	0.016	0.009	2.76	0.73	ナシ	—	—	ナシ
5	低 Cr 鋼									—	—	ナシ
6	含B低 Cr 鋼	0.19	0.24	0.75	0.014	0.012	0.20	0.78	ナシ	0.110	0.054	0.003
7	SH 85 A									—	—	ナシ
8	含B SH85 A	0.20	0.33	0.70	0.015	0.014	0.25	1.03	ナシ	0.090	0.040	0.003
9	SH 95									—	—	ナシ
10	含B SH 95	0.20	0.24	0.75	0.016	0.011	0.23	1.03	0.19	—	—	0.003

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	B	Fe
Fe-B	0.10	2.68	0.20	—	—	0.14	4.80	2.94	11.03	75.46
Fe-Ti	0.12	1.56	1.28	—	—	—	—	23.98	—	—
Fe-Ti-B	0.24	1.80	0.98	0.068	0.012	—	4.10	23.38	1.68	—

更に機械試験用として 50kg 鋼塊を造つた。別にエルー電気炉にて SNC2 (Ni 2.76%) 300kg 鋼塊を造り比較試験鋼塊として使用した。各鋼塊に就いて1本宛ジョミニー铸造試片を採取し硬化能試験に供した。第1表は供試材の化学成分で No. 5~10 は後述 (II) する Cr, Cr-Mo 肌焼鋼の場合である。表中 Al, Ti, B は何れも可溶性のものである。

(1) ジョミニー焼入試験

No. 1~4 に就いてジョミニー铸造試片に依り焼入硬化能を調べた。その結果はB添加(取鍋, 炉中共)したものは Multiplying Factor が約 1.6 となり無添加のものに比し著しく硬化能を増し, No. 4 (SNC2) に比しても大きい値を示している。各鋼塊を鍛造後, 鋼塊頭部, 中部, 尾部より試片を採取してジョミニー試験を行ったが, 各部位に於ける硬化能の差は殆んど認められなかつた。これよりみてBはほぼ均一に分布しているものと思われる。

(2) 機械的性質

B添加の 50kg 鋼塊を 16mm φ に, 比較材として No. 1 (無B) No. 4 (SNC2) の一部を 22mm φ にそれぞれ圧延しこれより引張り, 及びシャルピー試験片を採取し, 機械的性質を比較した。試験片は所定の寸法に仕上げた後に熱処理を施した。即ち 850°C × 30 分油冷後